

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2020年2月27日(27.02.2020)



(10) 国際公開番号

WO 2020/040190 A1

(51) 国際特許分類:

C22C 38/00 (2006.01) *C22C 38/60* (2006.01)
B21J 5/00 (2006.01) *B26F 3/02* (2006.01)
C21D 8/06 (2006.01) *C21C 7/06* (2006.01)
C21D 9/00 (2006.01)

須賀 幹 (TAKASUGA, Motoki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP).

(21) 国際出願番号: PCT/JP2019/032621

(22) 国際出願日: 2019年8月21日(21.08.2019)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:

特願 2018-157843 2018年8月24日(24.08.2018) JP
特願 2018-157857 2018年8月24日(24.08.2018) JP

(71) 出願人: 日本製鉄株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).

(72) 発明者: 宮越 有祐 (MIYAKOSHI, Yusuke); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 日本製鉄株式会社内 Tokyo (JP). 高

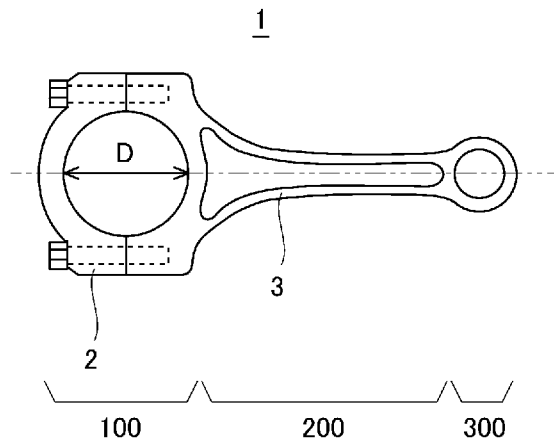
(74) 代理人: アセンド特許業務法人 (ASCEND IP LAW FIRM); 〒5300003 大阪府大阪市北区堂島一丁目5番17号 Osaka (JP).

(81) 指定国(表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JO, JP, KE, KG, KH, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.

(54) Title: STEEL MATERIAL, FORGED HEAT-TREATED ARTICLE, AND METHOD FOR MANUFACTURING FORGED HEAT-TREATED ARTICLE

(54) 発明の名称: 鋼材、鍛造熱処理品、及び、鍛造熱処理品の製造方法

FIG. 1



(57) Abstract: Through the present invention, high machinability, yield strength, and fatigue strength, and excellent cracking properties are obtained. This steel material has a chemical composition comprising, in terms of % by mass, 0.10-0.60% C, 0.05-1.00% Si, 0.30-1.50% Mn, no more than 0.1000% P, no more than 0.3000% S, 0.003-0.100% Al, and no more than 0.0200% N, the remainder comprising Fe and impurities, and the chemical composition satisfying formula (1). The steel material contains more than 70.0% by mass of Al₂O₃, and the number density of inclusions for which $\sqrt{\text{AREA}}$ is at least 3 μm is 0.05-1.00/mm². (1): $9 \leq 7.6 \sqrt{C} \times (1+0.6\text{Si}) \times (1+4\text{Mn}) \times (1-0.6\text{S}) \times (1+0.3\text{Cu}) \times (1+0.5\text{Ni}) \times (1+2\text{Cr}) \times (1+3\text{Mo}) \times (1+(1.5 \times (0.9 - C) \times \text{fB})) \leq 130$. In formula (1), fB is "0" when the B content (% by mass) is 0%, and is "1" when the B content exceeds 0%.

(84) 指定国(表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

一 国際調査報告 (条約第21条(3))

(57) 要約: 高い被削性、降伏強度及び疲労強度を有し優れたクラッキング性が得られる。鋼材は質量%で、C: 0.10~0.60%、Si: 0.05~1.00%、Mn: 0.30~1.50%、P: 0.1000%以下、S: 0.3000%以下、Al: 0.003~0.100%、N: 0.0200%以下、及び、残部: Fe及び不純物からなり、式(1)を満たす化学組成を有する。 Al_2O_3 を質量%で70.0%超含有し、 $\sqrt{AREA}$ が $3\mu m$ 以上の介在物の数密度が $0.05\sim 1.00$ 個/ mm^2 である。 $9 \leq 7.6 \sqrt{C \times (1 + 0.6Si) \times (1 + 4Mn) \times (1 - 0.6S) \times (1 + 0.3Cu) \times (1 + 0.5Ni) \times (1 + 2Cr) \times (1 + 3Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times fB))} \leq 130$ (1) 式(1)中のfBは、B含有量(質量%)が0%である場合「0」、0%を超える場合「1」である。

明 細 書

発明の名称：

鋼材、鍛造熱処理品、及び、鍛造熱処理品の製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、鋼材、その鋼材を用いて製造される鍛造熱処理品、及び、その鍛造熱処理品の製造方法に関する。

背景技術

[0002] 自動車エンジン等に用いられるコネクティングロッド（以下、「コンロッド」とも称する）は、ピストンとクランクシャフトとを連結するエンジン部品であり、ピストンの往復運動をクランクの回転運動に変換する。

[0003] 図１は従来のコンロッドの正面図である。図１に示すとおり、従来のコンロッド１は、大端部１００と、棹部２００と、小端部３００とを含む。棹部２００の一端に大端部１００が配置され、棹部２００の他端に小端部３００が配置される。大端部１００はクランクピンに連結される。小端部３００はピストンに連結される。

[0004] 従来のコンロッド１は２つの部品（キャップ２及びロッド３）を備える。これらの部品は通常、熱間鍛造により製造される。キャップ２及びロッド３の一端部が大端部１００に相当する。ロッド３の一端部以外の他の部分が、棹部２００及び小端部３００に相当する。大端部１００及び小端部３００は切削して形成される。そのため、コンロッド１には高い被削性が求められる。

[0005] コンロッド１は、エンジン動作時に周辺部材からの荷重を受ける。最近ではさらに、省燃費化のために、コンロッド１の小型化及びシリンダ内の筒内圧力向上が求められている。そのため、コンロッド１には、棹部２００を細くしても、ピストンから伝わる爆発荷重に対応可能な優れた降伏強度が求められている。さらに、コンロッド１には、繰り返しの圧縮荷重及び引張荷重がかかるため、優れた疲労強度も求められる。

[0006] ところで、従来のコンロッド１は、上記のとおりキャップ２とロッド３とが別々に製造される。そのため、キャップ２とロッド３との位置決めのために、ロックピン加工工程が実施される。さらに、キャップ２とロッド３との合わせ面に対して切削加工工程が実施される。そこで、これらの工程を省略可能なクラッキングコンロッドが普及し始めている。

[0007] クラッキングコンロッドでは、コンロッドを一体成型した後、大端部１００の孔に治具を挿入し、応力を負荷して大端部を破断して、２つの部品（キャップ２及びロッド３に相当）に分割する。そして、クランクシャフトに取り付けるときに、分割された２つの部品を結合する。大端部１００の破断面が変形のない脆性破面であれば、キャップ２及びロッド３の破断面を合わせ、ボルトで連結することができる。したがってこの場合、ロックピン加工工程及び切削加工工程が省略される。その結果、製造コストが下がる。

[0008] クラッキングコンロッドは通常、コンロッドの一体成型を、熱間鍛造によって実施する。本明細書において、鋼材に対して熱間鍛造を実施し、熱間鍛造後に熱処理を実施したものを「鍛造熱処理品」ともいう。ここで、クラッキングコンロッドに用いられる場合、鍛造熱処理品の靱性は低いほうが好ましい。靱性が高い鋼では、クラッキングにより大端部を破断した場合、破断面に延性破面が生じやすい。この場合、大端部が塑性変形していることになる。そのため、破断面を合わせてもきれいに整合せず、図１中の大端部１００の内径Ｄが所望の数値からずれる。その結果、クランク連結部（大端部）で片当たりが生じ、自動車走行時の振動や騒音の原因となる場合がある。

[0009] 高いクラッキング性が求められる鍛造熱処理品の降伏強度及び疲労強度の向上を目的として、化学組成が調整された鋼材を用いて熱間鍛造を実施した結果、仮に、熱間鍛造後に熱処理が実施された鋼材（鍛造熱処理品）の組織が、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が８０％以上となった場合はさらに、鋼材の被削性が低下し、ボルト穴をドリル加工するときの切削抵抗が増加する。ドリル加工時の切削抵抗が増加すれば、工具寿命が低下したり、切削機内の駆動部品の負荷が増加したりする。そのため

、高いクラッキング性を有する鍛造熱処理品において、鍛造熱処理品の降伏強度及び疲労強度を高める場合、さらに、鍛造熱処理品の製造工程時における鋼材の被削性を向上（切削抵抗を抑制）することも求められる。

[0010] 特開2004-277817号公報（特許文献1）、特開2011-195862号公報（特許文献2）、国際公開第2009/107282号（特許文献3）、特開2006-336071号公報（特許文献4）、特開2016-27204号公報（特許文献5）、及び、特開2017-106099号公報（特許文献6）は、クラッキング性の高い鋼を提案する。

[0011] 特許文献1に開示されている高強度非調質鋼は、重量%でC：0.2～0.6%、Si：0.1～2%、Mn：0.1～1.5%、S：0.03～0.2%、P：0.02～0.15%、Cu：0.03～1%、Ni：0.03～1%、Cr：0.05～1%、V：0.02～0.4%、Ti：0.01～0.8%、s-Al：0.005～0.045%、N：0.008～0.035%、残部が不可避免の不純物及びFeから成る組成であり、フェライト・パーライト組織を有する。鋼中のTiN介在物の最大直径は5 μ m以上且つその量は数密度で5個/m²以上である。この非調質鋼は、高強度で被削性も良く、また破断分離性能にも優れていて、なお且つ破面に良好な凹凸を形成することができる、と特許文献1には記載されている。

[0012] 特許文献2に開示されている熱間鍛造用非調質鋼は、質量%でC：0.35～0.55%、Si：0.15～0.40%、Mn：0.50～1.00%、P：0.100%以下、S：0.040～0.100%、Cr：1.00%以下、V：0.20～0.50%、Ca：0.0005～0.0100%、N：0.0150%以下を含有し、残部がFe及び不可避免の不純物よりなる。鋼の化学組成は、 $2Mn + 5Mo + Cr \leq 3.1$ を満たし、 $C + Si / 5 + Mn / 10 + 10P + 5V \geq 1.8$ を満たし、 $Ceq = C + Si / 7 + Mn / 5 + Cr / 9 + V$ が0.90～1.10を満たす。鋼の硬さはHV330以上であり、降伏比は0.73以上である。鋼の組織は、ベイナイトが10%以下のフェライト・パーライト組織である。この熱間鍛造用非調質

鋼は、高強度を確保しつつ、優れた被削性と破断分離性を確保できる熱間鍛造非調質鋼部品を提供することができる、と特許文献2には記載されている。

[0013] 特許文献3に開示されている熱間鍛造用非調質鋼は、質量%で、C：0.35%超～0.60%、Si：0.50～2.50%、Mn：0.20～2.00%、P：0.010～0.150%、S：0.040～0.150%、V：0.10～0.50%、Zr：0.0005～0.0050%、Ca：0.0005～0.0050%、N：0.0020～0.0200%を含有し、Al：0.010%未満に制限し、残部が実質的にFe及び不可避免的不純物よりなる。この熱間鍛造用非調質鋼は、破断分離性及び被削性に優れる、と特許文献3には記載されている。

[0014] 特許文献4に開示されているコンロッド用鋼は、質量%で、C：0.1～0.5%、Si：0.1～2%、Mn：0.5～2%、P：0.15%以下（0%を含まない）、S：0.06～0.2%、N：0.02%以下（0%を含まない）、Ca：0.0001～0.005%、及び、Al：0.001～0.02%を含有し、残部がFeおよび不可避不純物からなる鋼である。このコンロッド用鋼は、鋼中に存在する酸化物系介在物の組成を所定の範囲内に制御しているため、破断分割性を高めることができる、と特許文献4には記載されている。

[0015] 特許文献5に開示されている時効硬化型ベイナイト非調質鋼は、質量%で、C：0.10～0.40%、Si：0.01～2.00%、Mn：0.10～3.00%、P：0.001～0.150%、S：0.001～0.200%、Cu：0.001～2.00%、Ni：0.40%以下、Cr：0.10～3.00%、を含有し、さらにMo：0.02～2.00%、V：0.02～2.00%、Ti：0.001～0.250%、Nb：0.01～0.10%、のいずれか1種または2種以上を含有し、残部がFe及び不可避不純物からなり、かつ所定の化学成分の含有質量%が、 $3 \times [C] + 10 \times [Mn] + 2 \times [Cu] + 2 \times [Ni] + 12 \times [Cr] + 9 \times [Mo]$

$$] + 2 \times [V] \geq 20, 32 \times [C] + 3 \times [Si] + 3 \times [Mn] + 2 \times [Ni] + 3 \times [Cr] + 11 \times [Mo] + 32 \times [V] + 65 \times [Ti] + 36 \times [Nb] \geq 24, 321 \times [C] - 31 \times [Mo] + 213 \times [V] + 545 \times [Ti] + 280 \times [Nb] \geq 100, 321 \times [C] - 31 \times [Mo] + 213 \times [V] + 545 \times [Ti] + 280 \times [Nb] \geq 100$$
 を満たす。この時効硬化型ベイナイト非調質鋼は、破断分離加工により製造される部品であっても、破断分離加工時の塑性変形を良好に抑制することができる、と特許文献5には記載されている。

[0016] 特許文献6に開示されている破断分離型コネクティングロッド用鋼は、質量%で、C：0.01～0.5%、Si：0%超0.7%以下、Mn：0.01～3%、P：0.001～0.2%、S：0%超0.2%以下、Cr：0.01～3%、Al：0%超0.1%以下、及び、N：0%超0.03%以下を含有し、残部が鉄および不可避免の不純物であり、式 $(DI = 1.16 \times ([C] / 10)^{1/2} \times (0.7 \times [Si] + 1) \times \{ 5.1 \times \{ [Mn] - 1.2 - (55 / 32 \times [S]) \} + 5 \} \times (0.35 \times [Cu] + 1) \times (0.36 \times [Ni] + 1) \times (2.16 \times [Cr] + 1) \times (3 \times [Mo] + 1) \times 25.4)$ で算出されるDI値が55～200mmであり、金属組織全体に対して、焼戻しマルテンサイトおよびベイナイトの合計面積率が80面積%以上である。この破断分離型コネクティングロッド用鋼は、強度を高めたうえで、焼入れ時に焼割れを発生させることなく、破断分離性を改善できる、と特許文献6には記載されている。

先行技術文献

特許文献

- [0017] 特許文献1：特開2004-277817号公報
 特許文献2：特開2011-195862号公報
 特許文献3：国際公開第2009/107282号
 特許文献4：特開2006-336071号公報
 特許文献5：特開2016-27204号公報

特許文献6：特開2017-106099号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0018] しかしながら、特許文献1～5では、熱間鍛造後の鋼材のミクロ組織が主としてフェライトと、パーライトと、ベイナイトとのうち、いずれか一種以上からなることを前提としている。そのため、鍛造熱処理品のミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上である場合、鍛造熱処理品のクラッキング性が低下する場合があります。

[0019] 特許文献6では、鍛造熱処理品のミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上である。しかしながら、特許文献6に開示された破断分離型コネクティングロッド用鋼と異なる方法により、高い被削性、高い降伏強度、及び、高い疲労強度を有し、熱間鍛造後のミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上であっても、優れたクラッキング性が得られてもよい。

[0020] 本開示の目的は、優れた熱間加工性を有し、鋼材を熱間鍛造した後、熱処理を実施して鍛造熱処理品を製造した場合に、熱間鍛造及び熱処理後において、優れた被削性、高い降伏強度、及び、高い疲労強度を有し、仮に、鍛造熱処理品のミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上となったとしても、熱間鍛造及び熱処理後において、優れたクラッキング性を有する、鋼材を提供することである。

課題を解決するための手段

[0021] 本開示による鋼材は、質量%で、
C：0.10～0.60%、
Si：0.05～1.00%、
Mn：0.30～1.50%、
P：0.0000%以下、

S : 0.3000%以下、

Al : 0.003~0.100%、

N : 0.0200%以下、

Cr : 0~2.50%、

Cu : 0~0.60%、

Ni : 0~0.60%、

Mo : 0~0.70%、

V : 0~0.049%、

Ti : 0~0.250%、

B : 0~0.0050%、

Nb : 0~0.100%、

Te : 0~0.3000%、

Ca : 0~0.0100%、

Bi : 0~0.4000%、及び、

残部 : Fe 及び不純物からなり、

Cr 含有量が 0~0.50% である場合、式 (1) を満たし、

Cr 含有量が 0.51~2.50% である場合、式 (2) を満たす化学組成を有し、

Al₂O₃ を質量% で 70.0% 超含有し、 $\sqrt{\text{AREA}}$ が 3 μm 以上である介在物を粗大 Al₂O₃ 系介在物と定義したとき、

前記鋼材中の前記粗大 Al₂O₃ 系介在物の数密度が 0.05~1.00 個/mm² である。

$$9 \leq 7.6 \sqrt{C} \times (1 + 0.6 Si) \times (1 + 4 Mn) \times (1 - 0.6 S) \times (1 + 0.3 Cu) \times (1 + 0.5 Ni) \times (1 + 2 Cr) \times (1 + 3 Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times f B)) \leq 130 \quad (1)$$

$$40 \leq 7.6 \sqrt{C} \times (1 + 0.6 Si) \times (1 + 4 Mn) \times (1 - 0.6 S) \times (1 + 0.3 Cu) \times (1 + 0.5 Ni) \times (1 + 2 Cr) \times (1 + 3 Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times f B)) \leq 300 \quad (2)$$

ここで、式（１）及び式（２）中の元素記号には、対応する元素の含有量（質量％）が代入される。また、対応する元素が含有されていない場合、その元素記号には「０」が代入される。式（１）及び式（２）中の f_B は、 B 含有量（質量％）が０％である場合「０」であり、 B 含有量（質量％）が０％を超える場合「１」である。

[0022] 本開示による鍛造熱処理品は、質量％で、

C : 0.10～0.60％、

Si : 0.05～1.00％、

Mn : 0.30～1.50％、

P : 0.0000％以下、

S : 0.0000％以下、

Al : 0.003～0.100％、

N : 0.0200％以下、

Cr : 0～2.50％、

Cu : 0～0.60％、

Ni : 0～0.60％、

Mo : 0～0.70％、

V : 0～0.049％、

Ti : 0～0.250％、

B : 0～0.0050％、

Nb : 0～0.100％、

Te : 0～0.3000％、

Ca : 0～0.0100％、

Bi : 0～0.4000％、及び、

残部 : Fe 及び不純物からなり、

Cr 含有量が 0～0.50％である場合、式（１）を満たし、

Cr 含有量が 0.51～2.50％である場合、式（２）を満たす化学組成を有し、

Al_2O_3 を質量%で70.0%超含有し、 $\sqrt{AREA}$ が $3\mu m$ 以上である介在物を粗大 Al_2O_3 系介在物と定義したとき、

前記鍛造熱処理品中に含まれる、前記粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が0.05～1.00個/ mm^2 であり、

前記鍛造熱処理品のミクロ組織は、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上である。

$$9 \leq 7.6\sqrt{C} \times (1 + 0.6Si) \times (1 + 4Mn) \times (1 - 0.6S) \times (1 + 0.3Cu) \times (1 + 0.5Ni) \times (1 + 2Cr) \times (1 + 3Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times fB)) \leq 130 \quad (1)$$

$$40 \leq 7.6\sqrt{C} \times (1 + 0.6Si) \times (1 + 4Mn) \times (1 - 0.6S) \times (1 + 0.3Cu) \times (1 + 0.5Ni) \times (1 + 2Cr) \times (1 + 3Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times fB)) \leq 300 \quad (2)$$

ここで、式(1)及び式(2)中の元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。また、対応する元素が含有されていない場合、その元素記号には「0」が代入される。式(1)及び式(2)中の fB は、B含有量(質量%)が0%である場合「0」であり、B含有量(質量%)が0%を超える場合「1」である。

[0023] 本開示による鍛造熱処理品の製造方法は、

上記鋼材を、 $1100 \sim 1300^\circ C$ に加熱して熱間鍛造を実施して中間品を製造する熱間鍛造工程と、

前記熱間鍛造工程後、前記中間品を $800^\circ C$ から $100^\circ C$ の間の平均冷却速度を $10 \sim 200^\circ C/秒$ で冷却する焼入れ工程と、

前記焼入れ工程後、前記中間品を $400 \sim 650^\circ C$ で $30 \sim 90$ 分保持する焼戻し工程とを備える。

発明の効果

[0024] 本開示による鋼材は、優れた熱間加工性を有し、鋼材を熱間鍛造した後、熱処理を実施して鍛造熱処理品を製造した場合に、熱間鍛造及び熱処理後において、優れた被削性、高い降伏強度、及び、高い疲労強度を有し、仮に、

鍛造熱処理品のミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上となったとしても、熱間鍛造及び熱処理後において、優れたクラッキング性を有する。本開示による鍛造熱処理品は、優れた被削性、高い降伏強度、高い疲労強度、及び、優れたクラッキング性を有する。本開示による鍛造熱処理品の製造方法は、上記鋼材から上記鍛造熱処理品を製造することができる。

図面の簡単な説明

[0025] [図1]図1は、従来のコネクティングロッドの正面図である。

[図2A]図2Aは、実施例におけるクラッキング性評価試験で用いた試験片の平面図である。

[図2B]図2Bは、図2Aに示した試験片の断面図である。

[図2C]図2Cは、図2Aの試験片を破断分離した状態を示す試験片の平面図である。

[図2D]図2Dは、図2Cの試験片をボルトで締結した状態を示す試験片の平面図である。

発明を実施するための形態

[0026] 以下、本発明の実施の形態を詳しく説明する。

[0027] 本発明者らは、鋼材を用いた鍛造熱処理品の製造工程における、熱間加工性と、鋼材を用いて製造された鍛造熱処理品の降伏強度、疲労強度、被削性、及び、クラッキング性について調査及び検討を行った。その結果、本発明者らは次の知見を得た。

[0028] (A) 降伏強度及び疲労強度について

本実施形態による鋼材に対して、熱間鍛造及び熱処理後を実施した結果、ミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上となれば、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材（鍛造熱処理品）の降伏強度及び疲労強度が高まる。すなわち、本実施形態による鋼材には、優れた焼入れ性が求められる。まず本発明者らは、質量%で、C：0.10～0.60%、Si：0.05～1.00%、Mn：0.30～1.50

%、P：0.1000%以下、S：0.3000%以下、Al：0.003～0.100%、N：0.0200%以下、Cr：0～2.50%、Cu：0～0.60%、Ni：0～0.60%、Mo：0～0.70%、V：0～0.049%、Ti：0～0.250%、B：0～0.0050%、Nb：0～0.100%、Te：0～0.3000%、Ca：0～0.0100%、Bi：0～0.4000%、及び、残部：Fe及び不純物、からなる化学組成とすれば、鋼材の焼入れ性を高められる可能性があると考えた。

[0029] 一方、上述の化学組成を有する鋼材では、合金元素が局所的に偏析を生じる場合があることを、本発明者らは知見した。すなわち、鋼材の焼入れ性を高めるために、合金元素の含有量を高めて上述の化学組成とした結果、鋼材中において、合金元素の偏析が生じる場合がある。鋼材中において、合金元素が偏析を生じた場合、偏析部は母材よりも融点が低下する。その結果、熱間鍛造時の加熱時に偏析部が融解した後、酸化物等として凝固する。この場合、鍛造熱処理品中の酸化物等は、疲労破壊の起点となり得る。

[0030] しかしながら、鋼材における偏析を低減するために、合金元素の含有量を低減すれば、鋼材は優れた焼入れ性が得られない場合がある。したがって、上述の化学組成を有する鋼材において、焼入れ性と偏析の低減とを両立するためには、合金元素の含有量を調整すればよい。

[0031] 具体的に、上述の化学組成を有する鋼材において、 $f_{n1} = 7.6 \sqrt{C} \times (1 + 0.6Si) \times (1 + 4Mn) \times (1 - 0.6S) \times (1 + 0.3Cu) \times (1 + 0.5Ni) \times (1 + 2Cr) \times (1 + 3Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times f_B))$ と定義する。 f_{n1} は、上述の化学組成を有する鋼材における、焼入れ性と偏析との指標である。ここで、 f_{n1} 中の元素記号には、対応する元素の含有量（質量%）が代入される。また、対応する元素が含有されていない場合、その元素記号には「0」が代入される。 f_{n1} 中の f_B は、B含有量（質量%）が0%である場合「0」であり、B含有量（質量%）が0%を超える場合「1」である。

[0032] Cr含有量が0～0.50%である場合、 f_{n1} が130よりも高ければ

、鋼材中に合金元素の偏析が生じる。この場合、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材（鍛造熱処理品）の疲労強度が低下する。 $f_n 1$ が9未満であれば、鋼材は焼入れ性が十分に得られない。この場合、鍛造熱処理品のミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上とならず、鍛造熱処理品の降伏強度及び／又は疲労強度が低下する。したがって、Cr含有量が0～0.50%である場合、 $f_n 1$ が9～130であれば、上述の化学組成を有する鋼材から製造された鍛造熱処理品は、優れた疲労強度及び降伏強度が得られる。

[0033] Cr含有量が0.51～2.50%である場合、 $f_n 1$ が300よりも高ければ、鋼材中に合金元素の偏析が生じる。この場合、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材（鍛造熱処理品）の疲労強度が低下する。 $f_n 1$ が40未満であれば、鋼材は焼入れ性が十分に得られない。この場合、鍛造熱処理品のミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上とならず、鍛造熱処理品の降伏強度及び／又は疲労強度が低下する。したがって、Cr含有量が0.51～2.50%である場合、 $f_n 1$ が40～300であれば、上述の化学組成を有する鋼材から製造された鍛造熱処理品は、優れた疲労強度及び降伏強度が得られる。

[0034] (B) クラッキング性について

上述の通り、高いクラッキング性が求められる鍛造熱処理品の降伏強度及び疲労強度の向上を目的として、素材となる鋼材に対して熱間鍛造及び熱処理を実施した結果、仮に、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材（鍛造熱処理品）のミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上となった場合、クラッキング性が低下する。焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトは韌性が高く、クラッキング後の破断面に延性破面が生じやすいためである。そのため、鋼材のクラッキング性を高める場合、ミクロ組織は、フェライト及びパーライト主体である方が好ましい。

[0035] しかしながら、焼戻しマルテンサイト及び／又は焼戻しベイナイトは、鋼

材の疲労強度や降伏強度を高める。そのため、鍛造熱処理品のミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上としつつ、さらにクラッキング性を高める技術が得られれば、鍛造熱処理品の降伏強度及び疲労強度を高めつつ、かつ、クラッキング性も高めることができる。

[0036] そこで、本発明者らは、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材（鍛造熱処理品）のミクロ組織において、仮に、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上となった場合であっても、十分なクラッキング性が得られる鋼材について、さらに調査及び検討を行った。その結果、種々の酸化物系介在物の中でも、 SiO_2 を主体とする介在物や、 CaO を主体とする介在物よりも、 Al_2O_3 を主体とする Al_2O_3 系介在物が、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上の組織となった鍛造熱処理品のクラッキング性に影響を与えることを見出した。以下、この点について詳述する。

[0037] Al は精錬工程における脱酸処理の際に脱酸剤として添加され、溶鋼中の酸素と結合して Al_2O_3 を形成する。通常、 Al_2O_3 は溶鋼中で凝集、合体、及び、浮上し、除去される。一方、一部の Al_2O_3 は鋼中に残存して、 Al_2O_3 系介在物となる。ここで、本明細書において、 Al_2O_3 系介在物とは、介在物中における Al_2O_3 の割合が質量%で70.0%超の介在物を意味する。鋼中に残存した Al_2O_3 系介在物は、鋼材や鍛造熱処理品においても固溶せずに残存する。

[0038] 鋼材中の Al_2O_3 系介在物は母材（鋼材のマトリクス）と比較して、靱性が極めて低い。そのため、クラッキング時に Al_2O_3 系介在物が脆性破壊する。脆性破壊した Al_2O_3 系介在物がさらに破壊の起点となり、 Al_2O_3 系介在物とマトリクスとの界面で鋭い初期亀裂が発生する。初期亀裂の先端は塑性拘束が強いため、鋼材に脆性破壊を生じさせやすい。初期亀裂から脆性的に進展した亀裂が、隣り合う Al_2O_3 系介在物から生じた亀裂同士が結合することにより、脆性破面が得られる。

[0039] 以上のメカニズムにより、熱間鍛造及び熱処理後に、仮に、比較的靱性の高い焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上のミクロ組織を有する鋼材（鍛造熱処理品）となったとしても、 Al_2O_3 系介在物によって上記初期亀裂が発生すれば、脆性的な亀裂が進展しやすくなる。そのため、破断面が脆性破面となり、延性破面が抑制される。その結果、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材は、優れたクラッキング性が得られる。

[0040] 一方、 Al 以外の他の脱酸剤として、 Si や Ca なども広く用いられている。 Si 及び Ca は、溶鋼中で SiO_2 及び CaO を形成する。 SiO_2 は鋼材の疲労強度や熱間加工性を低下させやすい。また、 CaO は Al_2O_3 と比較して靱性が高いため、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材のクラッキング性を Al_2O_3 よりも高めにくい。

[0041] 以上のとおり、鋼材の熱間加工性を維持しつつ、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材のクラッキング性を高めるためには、鋼中の酸化物系介在物のうち、 SiO_2 及び CaO を利用するのではなく、 Al_2O_3 系介在物を利用するのが適切である。以上の考えに基づいて、本発明者らはさらに、 Al_2O_3 系介在物の適切な数密度について調査及び検討を行った。その結果、 $\sqrt{AREA}$ で $3\mu m$ 以上の Al_2O_3 系介在物（以後、「粗大 Al_2O_3 系介在物」とも称する）の数密度が $0.05 \sim 1.00$ 個/ mm^2 であれば、鋼材の熱間加工性を維持しつつ、鍛造熱処理品の降伏強度及び疲労強度の向上を目的とした結果、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材（鍛造熱処理品）のミクロ組織が、仮に、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上のミクロ組織となった場合であっても、優れたクラッキング性が得られることを見出した。

[0042] 以上の知見に基づいて完成した本開示による鋼材の要旨は次のとおりである。

[0043] [1]の鋼材は、
質量%で、
 $C: 0.10 \sim 0.60\%$ 、

Si : 0.05 ~ 1.00%、
 Mn : 0.30 ~ 1.50%、
 P : 0.0000%以下、
 S : 0.0000%以下、
 Al : 0.003 ~ 0.100%、
 N : 0.0200%以下、
 Cr : 0 ~ 2.50%、
 Cu : 0 ~ 0.60%、
 Ni : 0 ~ 0.60%、
 Mo : 0 ~ 0.70%、
 V : 0 ~ 0.049%、
 Ti : 0 ~ 0.250%、
 B : 0 ~ 0.0050%、
 Nb : 0 ~ 0.100%、
 Te : 0 ~ 0.3000%、
 Ca : 0 ~ 0.0100%、
 Bi : 0 ~ 0.4000%、及び、

残部 : Fe 及び不純物からなり、

Cr 含有量が 0 ~ 0.50% である場合、式 (1) を満たし、

Cr 含有量が 0.51 ~ 2.50% である場合、式 (2) を満たす化学組成を有し、

Al₂O₃ を質量% で 70.0% 超含有し、 $\sqrt{\text{AREA}}$ が 3 μm 以上である介在物を粗大 Al₂O₃ 系介在物と定義したとき、

前記鋼材中の前記粗大 Al₂O₃ 系介在物の数密度が 0.05 ~ 1.00 個/mm² である。

$$9 \leq 7.6 \sqrt{C} \times (1 + 0.6 \text{Si}) \times (1 + 4 \text{Mn}) \times (1 - 0.6 \text{S}) \times (1 + 0.3 \text{Cu}) \times (1 + 0.5 \text{Ni}) \times (1 + 2 \text{Cr}) \times (1 + 3 \text{Mo}) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times f \text{B})) \leq 130 \quad (1)$$

$$40 \leq 7.6 \sqrt{C \times (1 + 0.6Si) \times (1 + 4Mn) \times (1 - 0.6S) \times (1 + 0.3Cu) \times (1 + 0.5Ni) \times (1 + 2Cr) \times (1 + 3Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times fB))} \leq 300 \quad (2)$$

ここで、式(1)及び式(2)中の元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。また、対応する元素が含有されていない場合、その元素記号には「0」が代入される。式(1)及び式(2)中のfBは、B含有量(質量%)が0%である場合「0」であり、B含有量(質量%)が0%を超える場合「1」である。

[0044] 本明細書において、「鋼材」とは特に限定されない。「鋼材」は、熱間鍛造に供される鋼材、すなわち、熱間鍛造用鋼材であってもよい。本明細書において、「 Al_2O_3 系介在物」とは、介在物中における Al_2O_3 の割合が質量%で70.0%超の介在物を意味する。

[0045] [2]の鋼材は、[1]に記載の鋼材であって、

前記化学組成は、

Cr: 0.01~2.50%、

Cu: 0.01~0.60%、

Ni: 0.01~0.60%、

Mo: 0.01~0.70%、

V: 0.005~0.049%、

Ti: 0.005~0.250%、

B: 0.0005~0.0050%、及び、

Nb: 0.005~0.100%、

からなる群から選択される1種又は2種以上を含有する。

[0046] [3]の鋼材は、[1]又は[2]に記載の鋼材であって、

前記化学組成は、

Te: 0.0003~0.3000%、

Ca: 0.0003~0.0100%、及び

Bi: 0.0003~0.4000%、

からなる群から選択される１種又は２種以上を含有する。

[0047] [４] の鍛造熱処理品は、

質量％で、

C : 0.10～0.60％、

Si : 0.05～1.00％、

Mn : 0.30～1.50％、

P : 0.0000％以下、

S : 0.0000％以下、

Al : 0.003～0.100％、

N : 0.0200％以下、

Cr : 0～2.50％、

Cu : 0～0.60％、

Ni : 0～0.60％、

Mo : 0～0.70％、

V : 0～0.049％、

Ti : 0～0.250％、

B : 0～0.0050％、

Nb : 0～0.100％、

Te : 0～0.0000％、

Ca : 0～0.0100％、

Bi : 0～0.0000％、及び、

残部 : Fe 及び不純物からなり、

Cr 含有量が0～0.50％である場合、式（１）を満たし、

Cr 含有量が0.51～2.50％である場合、式（２）を満たす化学組成を有し、

Al₂O₃を質量％で70.0％超含有し、 $\sqrt{\text{AREA}}$ が3 μm 以上である介在物を粗大 Al₂O₃系介在物と定義したとき、

前記鍛造熱処理品中に含まれる、前記粗大 Al₂O₃系介在物の数密度が0.

0.5～1.00個/mm²であり、

前記鍛造熱処理品のミクロ組織は、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの合計が80面積%以上である。

$$9 \leq 7.6\sqrt{C} \times (1 + 0.6Si) \times (1 + 4Mn) \times (1 - 0.6S) \times (1 + 0.3Cu) \times (1 + 0.5Ni) \times (1 + 2Cr) \times (1 + 3Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times fB)) \leq 130 \quad (1)$$

$$40 \leq 7.6\sqrt{C} \times (1 + 0.6Si) \times (1 + 4Mn) \times (1 - 0.6S) \times (1 + 0.3Cu) \times (1 + 0.5Ni) \times (1 + 2Cr) \times (1 + 3Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times fB)) \leq 300 \quad (2)$$

ここで、式(1)及び式(2)中の元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。また、対応する元素が含有されていない場合、その元素記号には「0」が代入される。式(1)及び式(2)中のfBは、B含有量(質量%)が0%である場合「0」であり、B含有量(質量%)が0%を超える場合「1」である。

[0048] [5]の鍛造熱処理品は、[4]に記載の鍛造熱処理品であって、前記化学組成は、

Cr: 0.01～2.50%、

Cu: 0.01～0.60%、

Ni: 0.01～0.60%、

Mo: 0.01～0.70%、

V: 0.005～0.049%、

Ti: 0.005～0.250%、

B: 0.0005～0.0050%、及び、

Nb: 0.005～0.100%、

からなる群から選択される1種又は2種以上を含有する。

[0049] [6]の鍛造熱処理品は、[4]又は[5]に記載の鍛造熱処理品であって、

前記化学組成は、

T e : 0.0003~0.3000%、

C a : 0.0003~0.0100%、及び

B i : 0.0003~0.4000%、

からなる群から選択される1種又は2種以上を含有する。

[0050] [7]の鍛造熱処理品の製造方法は、

[1]~[3]のいずれかに記載の鋼材を、1100~1300℃に加熱して熱間鍛造を実施して中間品を製造する熱間鍛造工程と、

前記熱間鍛造工程後、前記中間品を800℃から100℃の間の平均冷却速度を10~200℃/秒で冷却する焼入れ工程と、

前記焼入れ工程後、前記中間品を400~650℃で30~90分保持する焼戻し工程とを備える。

[0051] 以下、本実施形態による鋼材について詳述する。元素に関する「%」は、特に断りがない限り、質量%を意味する。

[0052] [化学組成]

本発明の鋼材の化学組成は、次の元素を含有する。

[0053] C : 0.10~0.60%

炭素(C)は、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の降伏強度及び疲労強度を高める。C含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、この効果は得られない。一方、C含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の被削性が低下する。したがって、C含有量は0.10~0.60%である。C含有量の好ましい下限は0.13%であり、より好ましくは0.14%であり、さらに好ましくは0.15%である。C含有量の好ましい上限は0.55%であり、より好ましくは0.52%であり、さらに好ましくは0.50%である。

[0054] S i : 0.05~1.00%

シリコン(Si)は、鋼材に固溶して、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の降伏強度及び疲労強度を高める。Si含有量が低すぎれば、他の元素含有量が

本実施形態の範囲内であっても、この効果は得られない。一方、Si含有量が高すぎれば、上記効果は飽和する。Si含有量が高すぎればさらに、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間加工性が低下し、鋼材の製造コストも高くなる。したがって、Si含有量は0.05～1.00%である。Si含有量の好ましい下限は0.06%であり、より好ましくは0.07%であり、さらに好ましくは0.08%である。Si含有量の好ましい上限は0.99%であり、より好ましくは0.95%であり、さらに好ましくは0.90%である。

[0055] Mn : 0.30～1.50%

マンガン(Mn)は、製造工程中の溶鋼段階で鋼材を脱酸する。Mnはさらに、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の降伏強度及び疲労強度を高める。Mn含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、これらの効果は得られない。一方、Mn含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間加工性が低下する。したがって、Mn含有量は0.30～1.50%である。Mn含有量の好ましい下限は0.33%であり、より好ましくは0.34%であり、さらに好ましくは0.35%である。Mn含有量の好ましい上限は1.30%であり、より好ましくは1.20%であり、さらに好ましくは1.00%である。

[0056] P : 0.1000%以下

リン(P)は、不可避に含有される不純物である。つまり、P含有量は0%超である。P含有量が0.100%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間加工性が低下する。したがって、P含有量は0.1000%以下であり、より具体的には、P含有量は0%超～0.1000%である。P含有量の好ましい上限は、0.0800%であり、より好ましくは0.0500%である。P含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、精錬工程によりP含有量を極限まで低減すれば、生産性が低下し、製造コストが高くなる。したがって、通常の操業を考慮した場合、P含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0

0.05%である。

[0057] S : 0.0003%以下

硫黄 (S) は、不可避に含有される不純物である。つまり、S 含有量は 0% 超である。S 含有量が 0.0003% を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間加工性が低下する。したがって、S 含有量は 0.0003% 以下であり、より具体的には、S 含有量は 0% 超～0.0003% である。S 含有量の好ましい上限は、0.0002% であり、より好ましくは 0.0001% である。S 含有量はなるべく低い方が好ましい。しかしながら、精錬工程により S 含有量を極限まで低減すれば、生産性が低下し、製造コストが高くなる。したがって、通常の操業を考慮した場合、S 含有量の好ましい下限は 0.0001% であり、さらに好ましくは 0.00005% である。

[0058] Al : 0.003～0.100%

アルミニウム (Al) は、製造工程中の溶鋼段階で鋼を脱酸する。Al は酸素と結合して粗大 Al_2O_3 系介在物を形成する。粗大 Al_2O_3 系介在物は鋼材中に残存して、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後のクラッキング性を高める。Al 含有量が低すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、これらの効果は得られない。一方、Al 含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、粗大 Al_2O_3 系介在物が過剰に生成し、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の疲労強度が低下する。この場合さらに、鋼材の熱間加工性が低下する。Al 含有量が高すぎればさらに、製造コストが高くなる。したがって、Al 含有量は 0.003～0.100% である。Al 含有量の好ましい下限は 0.004% であり、より好ましくは 0.005% であり、さらに好ましくは 0.006% であり、さらに好ましくは 0.011% である。Al 含有量の好ましい上限は 0.080% であり、より好ましくは 0.060% であり、さらに好ましくは 0.050% である。本発明の実施の形態の鋼材において、Al 含有量とは全 Al 含有量を意味する。

[0059] N : 0.0020%以下

窒素（N）は不可避に含有される。つまり、N含有量は0%超である。NはAlと結合してAlNを形成し、 Al_2O_3 の形成を阻害する。その結果、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後のクラッキング性が低下する。したがって、N含有量は0.0200%以下であり、より具体的には、N含有量は0超～0.0200%である。N含有量の好ましい上限は0.0150%であり、より好ましくは0.0100%である。N含有量はなるべく低いほうが好ましい。しかしながら、精錬工程によりN含有量を極限まで低減すれば、生産性が低下し、製造コストが高くなる。したがって、通常の操業を考慮した場合、N含有量の好ましい下限は0.0001%であり、さらに好ましくは0.0005%である。

[0060] 本実施の形態による鋼材の化学組成の残部は、Fe及び不純物からなる。ここで、不純物とは、鋼材を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップ、又は製造環境などから混入されるものであって、本実施形態による鋼材に悪影響を与えない範囲で許容される元素を意味する。本実施形態においてはさらに、不純物中のPb含有量について、下記のとおり制限される。

[0061] Pb：0.09%以下

鉛（Pb）は不純物である。Pbは含有されなくてもよい。すなわち、Pb含有量は0%であってもよい。一方、Pb含有量が0.09%を超えれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間加工性が低下する。すなわち、本実施形態による鋼材において、0.09%以下であればPbの含有が許容される。そのため、本実施形態による鋼材は、不純物として、Pbを0.09%以下含有する場合があり得る。

[0062] なお、不純物としては、上記の不純物以外のあらゆる元素が挙げられる。不純物は1種だけであってもよいし、2種以上であってもよい。上記した不純物以外の他の不純物は、たとえば、Sb、Sn、W、Co、As、H、及び、Mg等である。これらの元素は、不純物として、たとえば、次の含有量となる場合があり得る。

S b : 0.30%以下、S n : 0.30%以下、W : 0.30%以下、C o : 0.30%以下、A s : 0.30%以下、H : 0.005%以下、及び、M g : 0.30%以下。

[0063] [任意元素について]

本実施形態による鋼材はさらに、F eの一部に代えて、C r、C u、N i、M o、V、T i、B、及びN bからなる群から選択される1種又は2種以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の強度を高める。

[0064] C r : 0~2.50%

クロム (C r) は任意元素であり、含有されなくてもよい。すなわち、C r含有量は0%であってもよい。含有される場合、C rは鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の降伏強度及び疲労強度を高める。C rが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。一方、C r含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材が硬くなりすぎ、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の被削性が低下する。C r含有量が高すぎればさらに、製造コストが高くなる。したがって、C r含有量は0~2.50%である。上記効果をより有効に得るためのC r含有量の好ましい下限は0.01%であり、より好ましくは0.03%であり、さらに好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.07%であり、さらに好ましくは0.09%であり、さらに好ましくは0.10%である。鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の降伏強度及び疲労強度をさらに高めるためのC r含有量の好ましい下限は0.51%であり、より好ましくは0.55%であり、さらに好ましくは0.57%である。C r含有量の好ましい上限は2.45%であり、より好ましくは2.42%であり、さらに好ましくは2.40%である。

[0065] C u : 0~0.60%

銅 (C u) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、C u含有量は0%であってもよい。含有される場合、C uは鋼材に固溶して、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の降伏強度及び疲労強度を高める。C uが少しでも含

有されれば、上記効果はある程度得られる。一方、Cu含有量が高すぎれば、鋼材の製造コストが高くなるだけでなく、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の被削性が低下する。したがって、Cu含有量は0～0.60%である。上記効果をより有効に高めるためのCu含有量の好ましい下限は0.01%であり、より好ましくは0.05%であり、さらに好ましくは0.10%である。Cu含有量の好ましい上限は0.59%であり、より好ましくは0.55%であり、さらに好ましくは0.50%である。

[0066] Ni : 0～0.60%

ニッケル (Ni) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Ni含有量は0%であってもよい。含有される場合、Niは鋼材に固溶して、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の降伏強度及び疲労強度を高める。Niが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、Ni含有量が高すぎれば、製造コストが高くなる。Ni含有量が高すぎればさらに、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の靱性が高くなりすぎる。その結果、破断分離後の破面に延性破面が生成し、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後のクラッキング性が低下する。したがって、Ni含有量は0～0.60%である。上記効果をより有効に高めるためのNi含有量の好ましい下限は0.01%であり、より好ましくは0.02%であり、さらに好ましくは0.05%である。Ni含有量の好ましい上限は0.59%であり、より好ましくは0.58%であり、さらに好ましくは0.55%である。

[0067] Mo : 0～0.70%

モリブデン (Mo) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Mo含有量は0%であってもよい。含有される場合、Moは鋼材中で炭化物を形成して、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の降伏強度及び疲労強度を高める。Moが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、Mo含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっ

ても、鋼材の硬さが高くなりすぎ、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の被削性が低下する。Mo含有量が高すぎればさらに、製造コストが高くなる。したがって、Mo含有量は0～0.70%である。上記効果をより有効に高めるためのMo含有量の好ましい下限は0.01%であり、より好ましくは0.02%であり、さらに好ましくは0.05%である。Mo含有量の好ましい上限は0.69%であり、より好ましくは0.68%であり、さらに好ましくは0.65%である。

[0068] V : 0～0.049%

バナジウム(V)は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、V含有量は0%であってもよい。含有される場合、Vは鋼材中で炭化物を形成して、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の降伏強度及び疲労強度を高める。Vが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、V含有量が高すぎれば、鋼材の製造コストが高くなる。V含有量が高すぎればさらに、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の被削性が低下する。したがって、V含有量は0～0.049%である。上記効果をより有効に高めるためのV含有量の好ましい下限は0.005%であり、より好ましくは0.008%であり、さらに好ましくは0.010%である。V含有量の好ましい上限は0.045%であり、より好ましくは0.044%であり、さらに好ましくは0.042%であり、さらに好ましくは0.040%である。

[0069] Ti : 0～0.250%

チタン(Ti)は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Ti含有量は0%であってもよい。含有される場合、Tiは熱間鍛造後の冷却及び加熱過程でVと共に炭化物として析出し、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の降伏強度及び疲労強度を高める。Tiが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、Ti含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間加工性が低下する。したがって、Ti含有量は0～0.250%である。上記効果をより有効に高める

ためのTi含有量の好ましい下限は0.005%であり、より好ましくは0.008%であり、さらに好ましくは0.010%である。Ti含有量の好ましい上限は0.240%であり、より好ましくは0.220%であり、さらに好ましくは0.200%である。

[0070] B: 0~0.0050%

ボロン(B)は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、B含有量は0%であってもよい。含有される場合、Bは鋼材に固溶して、鋼材の焼入れ性を高める。その結果、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の降伏強度及び疲労強度を高める。Bがある程度含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、B含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材中に粗大な窒化物として析出し、鋼材の熱間加工性を低下する。したがって、B含有量は0~0.0050%である。上記効果をより有効に高めるためのB含有量の好ましい下限は0.0005%であり、より好ましくは0.0008%であり、さらに好ましくは0.0010%である。B含有量の好ましい上限は0.0045%であり、より好ましくは0.0042%であり、さらに好ましくは0.0040%である。

[0071] Nb: 0~0.100%

ニオブ(Nb)は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Nb含有量は0%であってもよい。含有される場合、Nbは鋼材中で炭化物を形成して、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の降伏強度及び疲労強度を高める。Nbが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、Nb含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の硬さが高くなりすぎ、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の被削性が低下する。したがって、Nb含有量は0~0.100%である。上記効果をより有効に高めるためのNb含有量の好ましい下限は0.005%であり、より好ましくは0.010%であり、さらに好ましくは0.015%である。Nb含有量の好ましい上限は0.095%であり、より好ましくは0.090%であり、さらに好ましくは0.085%である。

[0072] 本発明による鋼材はさらに、Feの一部に代えて、Te、Ca、及びBiからなる群から選択される1種又は2種以上を含有してもよい。これらの元素はいずれも、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の被削性を高める。

[0073] Te : 0～0.3000%

テルル (Te) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Te含有量は0%であってもよい。含有される場合、Teは鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の被削性を高める。Teが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、Te含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間加工性が低下する。したがって、Te含有量は0～0.3000%である。上記効果をより有効に高めるためのTe含有量の好ましい下限は0.0003%であり、より好ましくは0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%である。Te含有量の好ましい上限は0.2900%であり、より好ましくは0.2500%であり、さらに好ましくは0.2000%である。

[0074] Ca : 0～0.0100%

カルシウム (Ca) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Ca含有量は0%であってもよい。含有される場合、Caは鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の被削性を高める。Caが少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、Ca含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間加工性が低下する。したがって、Ca含有量は0～0.0100%である。上記効果をより有効に高めるためのCa含有量の好ましい下限は0.0003%であり、より好ましくは0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%である。Ca含有量の好ましい上限は0.0090%であり、より好ましくは0.0080%であり、さらに好ましくは0.0050%である。

[0075] Bi : 0～0.4000%

ビスマス (Bi) は任意元素であり、含有されなくてもよい。つまり、Bi含有量は0%であってもよい。含有される場合、Biは鋼材の熱間鍛造及

び熱処理後の被削性を高める。B i が少しでも含有されれば、上記効果はある程度得られる。しかしながら、B i 含有量が高すぎれば、他の元素含有量が本実施形態の範囲内であっても、鋼材の熱間加工性が低下する。したがって、B i 含有量は0～0.4000%である。上記効果をより有効に高めるためのB i 含有量の好ましい下限は0.0003%であり、より好ましくは0.0005%であり、さらに好ましくは0.0010%である。B i 含有量の好ましい上限は0.3900%であり、より好ましくは0.3000%であり、さらに好ましくは0.2000%である。

[0076] [式(1)及び式(2)について]

本実施形態による鋼材の化学組成はさらに、C r 含有量が0～0.50%である場合、式(1)を満たし、C r 含有量が0.51～2.50%である場合、式(2)を満たす。

$$9 \leq 7.6\sqrt{C} \times (1 + 0.6Si) \times (1 + 4Mn) \times (1 - 0.6S) \times (1 + 0.3Cu) \times (1 + 0.5Ni) \times (1 + 2Cr) \times (1 + 3Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times fB)) \leq 130 \quad (1)$$

$$40 \leq 7.6\sqrt{C} \times (1 + 0.6Si) \times (1 + 4Mn) \times (1 - 0.6S) \times (1 + 0.3Cu) \times (1 + 0.5Ni) \times (1 + 2Cr) \times (1 + 3Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times fB)) \leq 300 \quad (2)$$

ここで、式(1)及び式(2)中の元素記号には、対応する元素の含有量(質量%)が代入される。また、対応する元素が含有されていない場合、その元素記号には「0」が代入される。式(1)及び式(2)中のfBは、B含有量(質量%)が0%である場合「0」であり、B含有量(質量%)が0%を超える場合「1」である。

[0077] $f_{n1} (= 7.6\sqrt{C} \times (1 + 0.6Si) \times (1 + 4Mn) \times (1 - 0.6S) \times (1 + 0.3Cu) \times (1 + 0.5Ni) \times (1 + 2Cr) \times (1 + 3Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times fB)))$ は、上述の化学組成を有する鋼材における、焼入れ性と偏析との指標である。

[0078] [C r 含有量が0～0.50%での f_{n1} の範囲について]

C r 含有量が0～0.50%である場合、f n 1が9未満であれば、鋼材の焼入れ性が十分に得られない。この場合、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材（鍛造熱処理品）のミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上とならず、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材の降伏強度及び／又は疲労強度が低下する。一方、f n 1が130を超えれば、鋼材中に合金元素の偏析が生じる。この場合、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材の疲労強度が低下する。

[0079] したがって、C r 含有量が0～0.50%である場合、f n 1は9～130である。f n 1の好ましい下限は11であり、より好ましくは13であり、さらに好ましくは15である。f n 1の好ましい上限は125であり、より好ましくは120であり、さらに好ましくは115である。

[0080] [C r 含有量が0.51～2.50%でのf n 1の範囲について]

C r 含有量が0.51～2.50%である場合、f n 1が40未満であれば、鋼材の焼入れ性が十分に得られない。この場合、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材（鍛造熱処理品）のミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上とならず、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材の降伏強度及び／又は疲労強度が低下する。一方、f n 1が300を超えれば、鋼材中に合金元素の偏析が生じる。この場合、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材の疲労強度が低下する。

[0081] したがって、C r 含有量が0.51～2.50%である場合、f n 1は40～300である。f n 1の好ましい下限は42であり、より好ましくは44であり、さらに好ましくは46である。f n 1の好ましい上限は295であり、より好ましくは290であり、さらに好ましくは285である。

[0082] [粗大A l₂O₃系介在物の数密度]

本実施形態による鋼材において、 $\sqrt{\text{AREA}}$ が3 μm 以上であるA l₂O₃系介在物（すなわち、粗大A l₂O₃系介在物）の数密度は0.05～1.00個／mm²である。上記のとおり、A l₂O₃系介在物とは、A l₂O₃を質量%で70.0%超含有する介在物を意味する。

- [0083] 粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 0.05 個/ mm^2 未満であれば、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材は、十分なクラッキング性が得られない。一方、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 1.00 個/ mm^2 を超えれば、優れたクラッキング性は得られるものの、鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の疲労強度や熱間加工性が低下する。粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が $0.05 \sim 1.00$ 個/ mm^2 であれば、熱間鍛造及び熱処理により、鋼材のミクロ組織において、仮に、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が 80% 以上となった場合であっても、鋼材の熱間加工性と鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の疲労強度とを維持しつつ、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材において、優れたクラッキング性が得られる。
- [0084] 鋼材の熱間鍛造及び熱処理後のクラッキング性をさらに高めるための、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度の好ましい下限は 0.07 個/ mm^2 であり、さらに好ましくは 0.10 個/ mm^2 であり、さらに好ましくは 0.11 個/ mm^2 であり、さらに好ましくは 0.12 個/ mm^2 である。鋼材の熱間加工性と鋼材の熱間鍛造及び熱処理後の疲労強度とをさらに高めるための、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度の好ましい上限は 0.80 個/ mm^2 であり、さらに好ましくは 0.60 個/ mm^2 である。
- [0085] 粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度は、次の方法で測定できる。鋼材が棒鋼である場合、棒鋼の軸方向（圧延方向）に垂直な断面における、 $R/2$ 部からサンプルを採取する。 $R/2$ 部とは、棒鋼の軸方向に垂直な断面において、中心と表面とを結ぶ線分（半径 R ）の中央位置部分を意味する。サンプルの表面のうち、棒鋼の軸方向を含む断面（縦断面）に相当する表面から、長さ $4\text{ mm} \times$ 幅 2.5 mm を被検面積とする試料を 30 個採取する。 30 個の試料の観察面を腐食せず、そのまま 200 倍の光学顕微鏡で観察し、写真画像を生成する。被検面積の合計は 300 mm^2 である。
- [0086] 各試料の観察面（ $4\text{ mm} \times 2.5\text{ mm}$ ）中の介在物をコントラストから特定する。特定された介在物の中から、介在物の形状とコントラストとに基づいて、酸化物系介在物を特定する。特定された酸化物系介在物について、電

子線マイクロアナライザ（E P M A）を用いて、各酸化物系介在物中の元素含有量（質量％）を測定する。分析された各元素含有量から、酸化物系介在物中の Al_2O_3 の質量％を算定する。具体的には、介在物の任意の3点を特定し、ビーム径 $1\ \mu\text{m}$ の電子線を用いてAl含有量（質量％）を測定する。求めたAl含有量から、Alと Al_2O_3 との質量比を用いて Al_2O_3 含有量（質量％）を算出する。算出した Al_2O_3 含有量の平均を求め、 Al_2O_3 の質量％と定義する。なお、形状とコントラストとに基づいて酸化物系介在物を特定する代わりに、観察面中の全ての介在物に対してE P M Aによる元素分析を実施して、Al、Ca、Si、及び、Mgのいずれか1種以上と、酸素（O）とを含有する場合、その介在物を酸化物系介在物と特定してもよい。

[0087] 本実施形態による鋼材の化学組成の範囲においては、酸化物系介在物に含まれる酸化物は、そのほとんどが Al_2O_3 、CaO、 SiO_2 、及び、MgOであり、他の酸化物は無視できる。そこで、本実施形態においては、介在物中の Al_2O_3 含有量（質量％）を次のように定義する。

[0088] 各酸化物系介在物のうち、任意の3点を特定する。特定した点について、ビーム径 $1\ \mu\text{m}$ の電子線を用いて、Al、Ca、Si、及び、Mg含有量（質量％）を測定する。測定された各元素の含有量を、対応する酸化物の含有量に換算し、各酸化物の計算値と定義する。より具体的には、E P M Aで測定されたAl含有量（質量％）に、Alに対する Al_2O_3 の原子量比（= Al_2O_3 の分子量／（Alの原子量 $\times 2$ ））を乗じることで、特定した点における Al_2O_3 の計算値（質量％）を求める。

[0089] CaO、 SiO_2 、及び、MgOについても、 Al_2O_3 と同様に、CaO、 SiO_2 、及び、MgOの計算値（質量％）を求める。求めた各酸化物の計算値の合計に対する Al_2O_3 の計算値の比を求め、特定した任意の点における Al_2O_3 含有量（質量％）と定義する。特定した3点の Al_2O_3 含有量（質量％）の算術平均値を、「介在物中の Al_2O_3 含有量（質量％）」と定義する。

[0090] 上記の方法で特定した、介在物中の Al_2O_3 含有量（質量％）が70.0％超の介在物を、 Al_2O_3 系介在物と特定する。特定した各 Al_2O_3 系介在物の

$\sqrt{\text{AREA}}$ を、画像解析装置を用いて算定する。具体的には、特定した各 Al_2O_3 系介在物の長さ L (μm) と幅 W (μm) とを求める。各 Al_2O_3 系介在物は長方形であると仮定し、面積 ($=L \times W$ (μm^2)) として求める。求めた面積の平方根を求め、各 Al_2O_3 系介在物の $\sqrt{\text{AREA}}$ (μm) と定義する。

[0091] 各 Al_2O_3 系介在物の $\sqrt{\text{AREA}}$ を求めた後、 $\sqrt{\text{AREA}}$ が $3 \mu\text{m}$ 以上の粗大 Al_2O_3 系介在物を特定する。特定された粗大 Al_2O_3 系介在物の個数を求め、被検面積の合計 (300 mm^2) で除した値を、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度 (個/ mm^2) と定義する。

[0092] [製造方法]

上記の鋼材の製造方法の一例を説明する。この一例の製造方法は、精錬工程と、鋳造工程と、熱間加工工程とを含む。以下、鋼材の一例として、具体的に、棒鋼の製造方法を説明する。

[0093] [精錬工程]

上記の化学組成及び式 (1) (Cr 含有量が $0 \sim 0.50\%$) 又は式 (2) (Cr 含有量が $0.51 \sim 2.50\%$) を満たす溶鋼を周知の方法で製造する。具体的には、転炉での脱炭、脱燐、脱珪処理を、周知の方法で行う。出鋼後、取鍋にアルミ脱酸剤を添加し、脱酸処理を実施する。なお、 SiO_2 や CaO の混入を防ぐため、取鍋はアルミ脱酸専用鍋を使用する。また、アルミ脱酸剤は、 Al 含有量が質量%で 80% 以上の金属 Al 又は Al 合金を用いる。

[0094] 上記脱酸処理の後、真空脱ガス処理を実施する。ここで、製造途中の溶鋼成分を確認し、真空脱ガス処理中に上述のアルミ脱酸剤 (Al 含有量が質量%で 80% 以上の金属 Al 又は Al 合金) を追加することで、溶鋼中の Al 含有量を調整する。真空脱ガス処理中に添加するアルミ脱酸剤は、質量%で、添加するアルミ脱酸剤全体の $50 \sim 70\%$ である。

[0095] なお、 SiO_2 の生成を抑制するため、 Si の添加はアルミ脱酸剤によって鋼が十分脱酸された後に実施する。 Si の添加はたとえば、追加のアルミ脱

酸剤添加から10分以上経過後に実施する。さらに、 Al_2O_3 を適正範囲で凝集させるため、出鋼後の脱酸剤添加から鑄造開始までにおいて、溶鋼温度が $1600^{\circ}C$ 以上での好ましい保持時間は15～60分である。溶鋼温度が $1600^{\circ}C$ 以上の好ましい時間の下限は30分であり、さらに好ましくは40分である。以上の精錬工程により、上記の化学組成、式(1)、及び、介在物規定を満たし、かつ、 $\sqrt{AREA}$ が $3\mu m$ 以上である Al_2O_3 系介在物（すなわち、粗大 Al_2O_3 系介在物）の数密度が $0.05\sim 1.00$ 個/ mm^2 である溶鋼が得られる。

[0096] [鑄造工程]

上記の溶鋼を用いて、周知の方法により鑄片（スラブ又はブルーム）又は鋼塊（インゴット）を製造する。鑄造方法はたとえば、連続鑄造法や造塊法である。

[0097] [熱間加工工程]

熱間加工工程では、上記鑄造工程で製造された鑄片又は鋼塊に対して、熱間加工を実施して、鋼材を製造する。鋼材はたとえば、棒鋼である。熱間加工工程は周知の方法により実施される。熱間加工工程はたとえば、粗圧延工程と、仕上げ圧延工程とを含む。粗圧延工程はたとえば、分塊圧延機を用いた分塊圧延である。仕上げ圧延工程はたとえば、連続圧延機を用いた圧延である。連続圧延機では、一對の水平ロールを有する水平スタンドと、一對の垂直ロールを有する垂直スタンドとが交互に一行に配列される。粗圧延工程での加熱温度は、たとえば、 $1000\sim 1300^{\circ}C$ である。仕上げ圧延工程での加熱温度はたとえば、 $1000\sim 1300^{\circ}C$ である。 $1000\sim 1300^{\circ}C$ の加熱温度域では、 Al_2O_3 系介在物の形態は特に変化しない。なお、熱間加工工程は、熱間圧延に代えて熱間鍛造により実施してもよい。また、上記説明では、熱間加工工程は粗圧延工程と仕上げ圧延工程との2工程を含んだが、粗圧延工程を省略して、仕上げ圧延工程のみを実施してもよい。

[0098] 以上の製造工程により、上記の鋼材が製造される。なお、上記の製造方法では、鋼材として棒鋼を製造したが、本発明の実施の形態の鋼材は線材であ

ってもよい。鋼材の軸方向に垂直な断面は特に限定されない。鋼材の軸方向に垂直な断面形状はたとえば、矩形状、円形状、楕円形状、多角形状である。

[0099] また、本実施形態による鋼材の製造方法は、上記製造方法に限定されない。上記製造方法は好ましい製造方法の1つではあるが、他の製造方法によっても本実施形態の鋼材を製造することができる。鋼材中における $\sqrt{AREA}$ が $3\mu m$ 以上の Al_2O_3 系介在物の数密度が $0.05 \sim 1.00$ 個/ mm^2 となれば、上記の製造方法に特に限定されない。

[0100] [鍛造熱処理品の製造方法]

上記の鋼材を用いた鍛造熱処理品の製造方法の一例を説明する。この一例の製造方法は、熱間鍛造工程と、焼入れ工程と、焼戻し工程とを備える。具体的に、鍛造熱処理品の一例として、クラッキングコンロッドの製造方法を説明する。

[0101] [熱間鍛造工程]

熱間鍛造工程では、上述の鋼材を、 $1100 \sim 1300^\circ C$ に加熱して熱間鍛造を実施して中間品を製造する。具体的に、鋼材を高周波誘導加熱炉で加熱する。本実施形態による熱間鍛造工程において、好ましい加熱温度は $1100 \sim 1300^\circ C$ であり、好ましい加熱時間は $10 \sim 15$ 分である。なお、高周波誘導加熱炉での加熱温度が低いため、鋼材中の Al_2O_3 系介在物の形態は特に変化しない。

[0102] 本実施形態による熱間鍛造工程において、加熱温度のより好ましい下限は $1120^\circ C$ であり、さらに好ましくは $1140^\circ C$ であり、さらに好ましくは $1160^\circ C$ である。加熱温度のより好ましい上限は $1280^\circ C$ であり、さらに好ましくは $1260^\circ C$ であり、さらに好ましくは $1240^\circ C$ である。

[0103] 加熱された鋼材に対して、熱間鍛造を実施して中間品（たとえば、粗形状のクラッキングコンロッド）を製造する。熱間鍛造時の加工度は特に限定されない。好ましい熱間鍛造時の加工度は 0.22 以上である。ここで、加工度は、熱間鍛造工程において、バリを除く部分に生じる対数ひずみの最大値

とする。

[0104] 〔焼入れ工程〕

焼入れ工程では、上述の熱間鍛造工程後の中間品を、 800°C から 100°C の間の平均冷却速度を $10\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ で冷却する、焼入れを実施する。本明細書において「焼入れ」とは、 A_3 点以上の鋼材を冷却することを意味する。好ましくは、熱間鍛造後の中間品を、少なくとも 800°C から 100°C の範囲を連続的に冷却する。このとき、 800°C から 100°C における平均冷却速度を $10\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ とするのが好ましい。

[0105] 冷却速度が遅すぎれば、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が 80% 以上のミクロ組織が得られず、鍛造熱処理品の降伏強度及び疲労強度が十分に得られない場合がある。一方、冷却速度が速すぎれば、鍛造品断面内での温度差が大きくなる場合がある。この場合、表層と内部の変態タイミングに時間差が生じる。その結果、焼入れ後の表層に引張残留応力が生じるため、鍛造熱処理品の疲労強度が十分に得られない場合がある。したがって、冷却速度は $10\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ とするのが好ましい。

[0106] 冷却速度のより好ましい下限は $12^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ であり、さらに好ましくは $15^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ であり、さらに好ましくは $18^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ であり、さらに好ましくは $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ である。冷却速度のより好ましい上限は $190^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ であり、さらに好ましくは $185^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ であり、さらに好ましくは $180^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ である。

[0107] 焼入れ時の冷却開始温度が低すぎれば、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材（鍛造熱処理品）において、所望のミクロ組織が得られない場合がある。そのため、焼入れ時の冷却開始温度は 800°C 以上とするのが好ましい。さらに、焼入れ時の冷却停止温度が高すぎれば、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材（鍛造熱処理品）において、所望のミクロ組織が得られない場合がある。そのため、焼入れ時の冷却停止温度は 100°C 以下とするのが好ましい。したがって、本実施形態による焼入れでは、熱間鍛造工程後の中間品を、 800°C から 100°C の間の平均冷却速度を $10\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ で冷却するのが好ましい。この場合、冷却速度は、中間品の断面内で最も遅く冷却される部位におい

て測定された温度から決定される。たとえば、中間品が棒鋼である場合、棒鋼の軸方向に垂直な断面の中央部において測定された温度から決定される。

[0108] なお、焼入れは、熱間鍛造を実施した直後に実施してもよく、熱間鍛造後に中間品を再加熱してから実施してもよい。焼入れ時の冷却方法は、連続的な冷却方法であれば特に限定されず、たとえば、水冷や油冷である。

[0109] [焼戻し工程]

焼戻し工程では、焼入れ工程後の中間品を、 $400\sim650^{\circ}\text{C}$ で $30\sim90$ 分保持する焼戻しを実施する。本明細書において「焼戻し」とは、鋼材を A_1 点以下に再加熱して、保持することを意味する。本実施形態による焼戻し処理において、好ましい焼戻し温度は $400\sim650^{\circ}\text{C}$ である。焼戻し温度が低すぎる場合、鍛造熱処理品の表面に引張残留応力が生じ、疲労強度が低下する場合がある。一方、焼戻し温度が高すぎれば、焼戻し軟化が生じ、鍛造熱処理品の降伏強度及び／又は疲労強度が低下する場合がある。

[0110] したがって、焼戻し温度は $400\sim650^{\circ}\text{C}$ とするのが好ましい。焼戻し温度のより好ましい下限は 410°C であり、さらに好ましくは 420°C であり、さらに好ましくは 430°C である。焼戻し温度のより好ましい上限は 640°C であり、さらに好ましくは 630°C であり、さらに好ましくは 620°C である。なお、本実施形態による焼戻し処理において、好ましい保持時間（焼戻し時間）は $30\sim90$ 分である。本明細書において、焼戻し温度とは、鋼材を再加熱する際に用いる炉の温度を意味する。本明細書において、焼戻し時間とは、鋼材の温度が、再加熱する際に用いる炉の温度 $\pm 5^{\circ}\text{C}$ の範囲で保持されている間の時間を意味する。

[0111] 以上の工程によって、本実施形態による鍛造熱処理品が製造される。なお、焼戻し後の鍛造熱処理品に対して、必要に応じて機械加工を実施して、粗切削してもよい。鍛造熱処理品の一例として、クラッキングコンロッドを製造する場合、焼戻し処理を実施した鍛造熱処理品に対して、機械加工を実施する。機械加工で粗切削した鍛造熱処理品に対して、大端部 100 の破断分割（クラッキング）を実施する。破断分割後の鍛造熱処理品に対して仕上げ

切削を実施して、最終のクラッキングコンロッドを製造する。以上の工程により、クラッキングコンロッドが製造される。

[0112] 上記の鍛造熱処理品の製造方法では、鍛造熱処理品の一例として、クラッキングコンロッドの製造方法を説明したが、鍛造熱処理品はクラッキングコンロッドに限定されない。鍛造熱処理品は、他の機械構造用部品であってもよい。

[0113] [鍛造熱処理品のミクロ組織]

製造された鍛造熱処理品のミクロ組織は特に限定されない。しかしながら、降伏強度及び疲労強度の向上を目的として、上記化学組成を有する鋼材に対して熱間鍛造及び熱処理を実施して、鍛造熱処理品を製造する場合、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材（鍛造熱処理品）のミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上となり得る。

[0114] 鍛造熱処理品のミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が100%でない場合、マトリクス組織の残部はフェライト、又は、フェライト及びパーライトからなる。ミクロ組織中の焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイト面積率の合計の好ましい下限は85%であり、より好ましくは90%であり、さらに好ましくは95%以上であり、最も好ましくは100%である。焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイト面積率の合計の一例は95～100%である。

[0115] 降伏強度及び疲労強度の向上を目的として、上記化学組成を有する鋼材に対して熱間鍛造及び熱処理を実施して、鍛造熱処理品を製造した結果、鍛造熱処理品のミクロ組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上となった場合を想定する。さらに、鍛造熱処理品がクラッキングコンロッドである場合を想定する。この場合、大端部100を破断して2つの部品（キャップ2及びロッド3）に分割するとき、破断部が塑性変形して破断面が延性破面となりやすく、クラッキング性が低下しやすい。しかしながら、本実施形態による鋼材では、 Al_2O_3 を質量%で7

0.0%超含有する Al_2O_3 系介在物のうち、 $\sqrt{AREA}$ が $3\mu m$ 以上の粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が $0.05\sim 1.00$ 個/ mm^2 である。そのため、本実施形態による鋼材に対して、熱間鍛造及び熱処理を実施して製造した鍛造熱処理品の組織において、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上となった場合であっても、鍛造熱処理品の破断面が脆性破面となりやすく、優れたクラッキング性を維持できる。

[0116] 上述のとおり、本実施形態による鋼材では、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%以上の鍛造熱処理品を製造した場合であっても優れたクラッキング性が得られる。そのため、仮に、本実施形態による鋼材に対して熱間鍛造及び熱処理を実施した結果、ミクロ組織の焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が80%未満となった場合であっても、その鍛造熱処理品は当然に優れたクラッキング性を有する。

[0117] なお、熱間鍛造及び熱処理後の鋼材（鍛造熱処理品）のミクロ組織中の焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計は、次の方法で測定できる。鍛造熱処理品のうち、表面から $1mm$ 以上の深さ位置までの領域（表層領域）を除く部分（内部領域）から、サンプルを10個採取する。採取された各サンプルの任意の表面を観察面とする。観察面を研磨した後、3%硝酸アルコール（ナイトル腐食液）にてエッチングする。エッチングされた観察面を200倍の光学顕微鏡にて観察して、任意の5視野の写真画像を生成する。各視野の面積は $475\mu m \times 475\mu m$ とする。

[0118] 各視野において、フェライト、パーライト、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイト等の各相は、相ごとにコントラストが異なる。したがって、コントラストに基づいて、各視野における焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトを特定する。なお、本明細書において、焼戻しマルテンサイトは焼戻しベイナイトと区別しない。そのため、本明細書では、各視野において、フェライト及びパーライト以外の領域を、「焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイト」と特定する。特定された焼戻しマルテンサイト及び焼戻し

ベイナイトの面積 (μm^2) を求める。全ての視野での焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積の合計の、全ての視野 (5 視野 $\times$ 10 個) の総面積に対する比を、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計 (%) と定義する。

[0119] 本実施形態による鋼材に対して、1100～1300℃に加熱して熱間鍛造を実施して中間品を製造し、中間品を800℃から100℃の間の平均冷却速度を10～200℃/秒で冷却した後、中間品を400～650℃で30～90分保持した場合、高い降伏強度を有する。高い降伏強度とは、具体的に、JIS Z 2241 (2011) に準拠した引張試験によって得られた降伏強度が、Cr含有量が0～0.50%以下である場合、751MPa以上であり、Cr含有量が0.51～2.50%である場合、851MPa以上であることを意味する。

[0120] 本実施形態による鋼材に対して、1100～1300℃に加熱して熱間鍛造を実施して中間品を製造し、中間品を800℃から100℃の間の平均冷却速度を10～200℃/秒で冷却した後、中間品を400～650℃で30～90分保持した場合、高い疲労強度を有する。高い疲労強度とは、具体的に、JIS Z 2273 (1978) に準拠した、正弦波で位相0 (MPa) の両振り疲労試験によって得られた疲労強度が、Cr含有量が0～0.50%以下である場合、501MPa以上であり、Cr含有量が0.51～2.50%である場合、551MPa以上であることを意味する。

[0121] 本実施形態による鋼材に対して、1100～1300℃に加熱して熱間鍛造を実施して中間品を製造し、中間品を800℃から100℃の間の平均冷却速度を10～200℃/秒で冷却した後、中間品を400～650℃で30～90分保持した場合、優れたクラッキング性を有する。優れたクラッキング性とは、具体的に、次の方法で評価できる。図2Aに示す、中央に孔11が形成され、直径の各端点に相当する2箇所に、V字形状の切欠きMを加工された試験片10を機械加工によって製造する。中心にくさび13を打ち込むための孔14が形成された治具12を孔11に嵌め込んだ後、孔14に

くさび13を打ち込んで、試験片10を2つの部材10A、10Bに破断分離する。破断分離によって得られた部材10A及び10Bの両側面近傍にボルト穴加工を施し、ボルトで部材10A及び10Bを締結する。破断分離後であってボルト15を締結した後の試験片10の孔11の直径の最大値 D_{max} 、最小値 D_{min} を測定し、その差を内径偏径差 ΔD ($=D_{max} - D_{min}$ 、単位は μm)と定義する。優れたクラッキング性とは、得られた内径偏径差 ΔD が $40\mu m$ 以下であることを意味する。

[0122] 以下、実施例によって本実施形態による鋼材を、さらに具体的に説明する。

実施例 1

[0123] 実施例1では、Cr含有量が0～0.50%の鋼材について調査した。具体的に、表1に示す化学組成を有する溶鋼を製造した。なお、表1中の「—」は、対応する元素の含有量が不純物レベルであることを意味する。

[0124]

[表1]

TABLE 1

試験 番号	化学組成（単位は質量%、残部はFe及び不純物）									fn1
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	その他	
E-1	0.48	0.72	1.50	0.0196	0.0802	0.032	0.0079	-	-	50
E-2	0.60	0.34	0.73	0.0501	0.1500	0.025	0.0067	0.23	-	37
E-3	0.10	0.66	1.00	0.0196	0.0497	0.035	0.0049	0.15	-	21
E-4	0.26	1.00	0.40	0.0203	0.1501	0.036	0.0040	0.16	-	19
E-5	0.41	0.05	0.98	0.0098	0.1203	0.019	0.0058	0.35	-	39
E-6	0.26	0.39	1.50	0.0297	0.1100	0.019	0.0068	0.26	-	48
E-7	0.35	0.10	0.30	0.0395	0.0198	0.042	0.0052	0.29	-	16
E-8	0.48	0.13	0.94	0.0998	0.0395	0.046	0.0032	0.37	-	46
E-9	0.42	0.15	0.79	0.0103	0.2998	0.015	0.0066	0.12	-	23
E-10	0.18	0.72	0.48	0.0102	0.1397	0.028	0.0002	0.50	-	25
E-11	0.50	0.75	0.41	0.0296	0.0300	0.038	0.0021	0.05	-	22
E-12	0.50	0.78	0.92	0.0003	0.0401	0.100	0.0010	0.21	-	51
E-13	0.19	0.62	0.54	0.0303	0.1199	0.080	0.0076	0.29	-	21
E-14	0.21	0.24	0.98	0.0299	0.0202	0.004	0.0033	0.12	-	24
E-15	0.49	0.89	0.75	0.0295	0.0003	0.003	0.0045	0.23	-	48
E-16	0.32	0.52	0.73	0.0397	0.1501	0.023	0.0198	0.11	-	25
E-17	0.60	1.00	1.50	0.0500	0.0196	0.038	0.0100	0.50	-	130
E-18	0.50	0.90	1.00	0.0499	0.0103	0.007	0.0047	0.40	Cu:0.12, Mo:0.23	130
E-19	0.57	0.95	1.44	0.0196	0.0298	0.048	0.0104	0.45	Ni:0.20	125
E-20	0.27	0.17	0.35	0.0501	0.1400	0.030	0.0017	0.10	-	11
E-21	0.16	0.20	0.35	0.0002	0.1401	0.049	0.0079	0.12	-	9
E-22	0.39	0.13	0.74	0.0396	0.1397	0.007	0.0010	0.19	-	26
E-23	0.46	0.83	0.51	0.0201	0.0302	0.013	0.0059	0.26	-	35
E-24	0.17	0.31	0.88	0.0401	0.0397	0.017	0.0051	0.27	-	25
E-25	0.39	0.45	0.96	0.0100	0.0200	0.021	0.0066	0.27	-	44
E-26	0.18	0.44	0.87	0.0295	0.0704	0.007	0.0080	0.18	-	24
E-27	0.46	0.42	0.55	0.0501	0.1195	0.014	0.0080	0.39	-	34
E-28	0.23	0.38	0.70	0.0402	0.1204	0.034	0.0049	0.24	Cu:0.60	28
E-29	0.40	0.33	0.50	0.0304	0.1402	0.043	0.0077	0.16	Ni:0.60	27
E-30	0.26	0.42	0.44	0.0397	0.1300	0.034	0.0021	0.32	Mo:0.70	63
E-31	0.41	0.53	0.92	0.0300	0.0297	0.038	0.0028	0.20	V:0.049	41
E-32	0.50	0.14	0.37	0.0402	0.0902	0.035	0.0074	0.23	Ti:0.250	20
E-33	0.19	0.33	0.50	0.0499	0.0399	0.015	0.0012	0.31	B:0.0050	39
E-34	0.33	0.15	0.65	0.0102	0.0503	0.038	0.0089	0.33	Nb:0.100	28
E-35	0.26	0.78	0.62	0.0501	0.1103	0.036	0.0011	0.35	Te:0.3000	31
E-36	0.42	0.34	0.52	0.0296	0.1198	0.008	0.0058	0.37	Ca:0.0100	29
E-37	0.37	0.33	0.45	0.0101	0.1300	0.037	0.0101	0.33	Bi:0.4000	24
E-38	0.50	0.68	0.41	0.0296	0.1201	0.048	0.0080	0.33	-	31
E-39	0.21	0.53	0.54	0.0303	0.0800	0.049	0.0032	0.29	-	22
E-40	0.46	0.30	0.74	0.0502	0.0797	0.037	0.0059	0.30	-	37
E-41	0.46	0.25	0.64	0.0300	0.1104	0.029	0.0090	0.33	-	33
E-42	0.25	0.18	0.79	0.0499	0.0304	0.035	0.0075	0.21	-	24
E-43	0.48	0.38	0.86	0.0302	0.0800	0.031	0.0011	0.12	-	34
E-44	0.37	0.53	0.38	0.0304	0.0598	0.040	0.0049	0.34	-	25
E-45	0.26	0.18	0.52	0.0095	0.0203	0.027	0.0074	0.11	-	16
C-1	0.35	0.58	0.84	0.0404	0.0101	0.101	0.0037	0.11	-	32
C-2	0.48	0.87	0.91	0.0202	0.0495	0.002	0.0061	0.35	-	61
C-3	0.60	0.99	1.50	0.0297	0.0003	0.041	0.0088	0.50	-	131
C-4	0.15	0.08	0.35	0.0100	0.1500	0.026	0.0073	0.10	-	8
C-5	0.38	0.41	2.05	0.0130	0.0280	0.008	0.0057	0.14	Cu:0.14, Ni:0.09, Mo:0.49	182
C-6	0.47	0.51	0.94	0.0204	0.0101	0.030	0.0000	0.17	-	43
C-7	0.46	0.40	0.58	0.0403	0.0802	0.042	0.0023	0.28	-	32
C-8	0.46	0.60	0.96	0.0301	0.1398	0.019	0.0078	0.17	-	42
C-9	0.43	0.86	0.49	0.0296	0.1104	0.043	0.0021	0.38	-	37
C-10	0.44	0.60	0.63	0.0104	0.0197	0.041	0.0019	0.15	-	31
C-11	0.25	0.81	0.64	0.0301	0.1000	0.021	0.0019	0.34	-	32
C-12	0.26	0.52	0.78	0.0302	0.1101	0.032	0.0023	0.32	-	32
C-13	0.26	0.37	0.97	0.0395	0.0797	0.039	0.0011	0.31	-	36
C-14	0.31	0.68	0.64	0.0498	0.0402	0.016	0.0081	0.26	-	31
C-15	0.18	0.89	0.38	0.0399	0.0104	0.014	0.0014	0.18	-	17
C-16	0.45	0.42	0.66	0.0404	0.0897	0.020	0.0057	0.16	-	29
C-17	0.26	0.20	0.59	0.0398	0.0304	0.021	0.0079	0.20	-	20
C-18	0.16	0.51	0.96	0.0504	0.0899	0.048	0.0100	0.27	-	28

[0125] 表 1 を参照して、試験番号 E - 1 ~ E - 4 5 及び C - 6 ~ C - 1 8 の化学組成は適切であり、式 (1) を満たした。一方、試験番号 C - 1 ~ C - 5 は化学組成が不適切であるか、又は、式 (1) を満たさなかった。なお、試験番号 C - 5 の化学組成は、特許文献 5 に記載の鋼の化学組成の範囲内であった。

[0126] 各試験番号の溶鋼を、70 t o n 転炉で一次精錬を実施し、取鍋に出鋼した。試験番号 C - 6 を除く試験番号において、取鍋は、S i O₂や C a O の混入を防ぐため、アルミ脱酸専用鍋を用いた（表 2 中の「専用鍋」欄に「A」で表示）。試験番号 C - 6 では、アルミ脱酸専用鍋を用いず、シリコン脱酸やカルシウム脱酸と同じ鍋を用いた（表 2 中の「専用鍋」欄に「E」で表示）。

[0127]

[表2]

TABLE 2

試験 番号	熱間圧延鋼材製造条件					鍛造熱処理品製造条件			数密度 (個/mm ²)	ミクロ 組織	熱 間 加 工 性	降伏 強度	疲労 強度	被削 性	ΔD
	専 用 鍋	脱酸剤 Al比率	脱酸剤 追加	1600℃ 以上 保持 時間	Si 添加	鍛造 加熱 温度 (℃)	焼入れ 冷却 速度 (℃/秒)	焼戻し 温度 (℃)							
E-1	A	A	A	A	A	1197	121	447	0.24	A	A	B	B	A	A
E-2	A	A	A	A	A	1177	170	553	0.52	A	A	A	A	C	A
E-3	A	A	A	A	A	1198	66	573	0.60	A	A	C	C	A	A
E-4	A	A	A	A	A	1211	110	487	0.18	A	C	A	A	A	A
E-5	A	A	A	A	A	1196	45	460	0.32	A	A	C	C	A	A
E-6	A	A	A	A	A	1199	48	522	0.23	A	C	A	A	A	A
E-7	A	A	A	A	A	1216	97	475	0.27	A	A	C	C	A	A
E-8	A	A	A	A	A	1175	54	569	0.53	A	C	A	A	A	A
E-9	A	A	A	A	A	1227	81	473	0.39	A	C	A	A	A	A
E-10	A	A	A	A	A	1233	118	433	0.59	A	A	A	A	C	A
E-11	A	A	A	A	A	1199	179	515	0.37	A	A	C	C	A	A
E-12	A	A	A	A	A	1206	122	538	0.37	A	C	A	C	A	A
E-13	A	A	A	A	A	1181	128	531	0.24	A	B	A	B	A	A
E-14	A	A	A	A	A	1174	135	559	0.07	A	A	A	A	A	B
E-15	A	A	A	A	A	1187	158	432	0.05	A	A	A	A	A	C
E-16	A	A	A	A	A	1184	163	450	0.05	A	A	A	A	A	C
E-17	A	A	A	A	A	1194	40	488	0.15	A	A	S	C	A	A
E-18	A	A	A	A	A	1181	145	450	0.27	A	A	S	C	A	A
E-19	A	A	A	A	A	1184	102	467	0.24	A	A	S	B	A	A
E-20	A	A	A	A	A	1192	168	568	0.46	B	A	B	B	A	A
E-21	A	A	A	A	A	1210	162	565	0.51	C	A	C	C	A	A
E-22	A	A	A	A	A	1198	70	487	1.00	A	C	A	C	A	A
E-23	A	A	A	A	A	1204	40	454	0.80	A	B	A	B	A	A
E-24	A	A	A	A	A	1222	145	459	0.60	A	A	A	A	A	A
E-25	A	A	A	A	A	1240	76	564	0.10	A	A	A	A	A	A
E-26	A	A	A	A	A	1231	141	606	0.07	A	A	A	A	A	B
E-27	A	A	A	A	A	1183	59	618	0.05	A	A	A	A	A	C
E-28	A	A	A	A	A	1212	76	510	0.12	A	A	S	S	C	A
E-29	A	A	A	A	A	1185	154	615	0.59	A	A	S	S	A	C
E-30	A	A	A	A	A	1186	92	609	0.42	A	A	S	S	C	A
E-31	A	A	A	A	A	1205	75	543	0.25	A	A	S	S	C	A
E-32	A	A	A	A	A	1192	38	564	0.53	A	C	S	S	A	A
E-33	A	A	A	A	A	1201	101	510	0.24	A	C	S	S	A	A
E-34	A	A	A	A	A	1190	143	584	0.58	A	A	S	S	C	A
E-35	A	A	A	A	A	1194	171	535	0.27	A	C	A	A	S	A
E-36	A	A	A	A	A	1233	95	477	0.49	A	C	A	A	S	A
E-37	A	A	A	A	A	1206	174	579	0.38	A	C	A	A	S	A
E-38	A	A	A	B	A	1235	179	515	0.07	A	A	A	A	A	B
E-39	A	A	A	C	A	1196	63	487	0.05	A	A	A	A	A	C
E-40	A	A	A	A	A	1300	113	593	0.59	A	A	A	B	A	A
E-41	A	A	A	A	A	1100	60	564	0.23	A	B	A	A	A	A
E-42	A	A	A	A	A	1198	200	552	0.43	A	A	A	B	A	A
E-43	A	A	A	A	A	1234	20	439	0.23	B	A	B	B	A	A
E-44	A	A	A	A	A	1182	32	650	0.37	A	A	B	B	A	A
E-45	A	A	A	A	A	1162	99	400	0.35	A	A	A	B	A	A
C-1	A	A	A	A	A	1206	150	499	1.23	A	E	A	E	A	A
C-2	A	A	A	A	A	1212	124	449	0.04	A	A	A	A	A	E
C-3	A	A	A	A	A	1209	137	582	0.33	A	A	S	E	A	A
C-4	A	A	A	A	A	1201	143	574	0.60	E	A	E	E	A	A
C-5	A	A	A	LE	A	1191	74	505	0.01	A	E	A	E	A	E
C-6	E	A	A	A	A	1228	50	547	0.03	A	A	A	A	A	E
C-7	A	E	A	A	A	1230	102	431	0.03	A	A	A	A	A	E
C-8	A	A	A	A	E	1209	64	575	0.04	A	A	A	A	A	E
C-9	A	A	UE	A	A	1238	63	527	1.01	A	E	A	E	A	A
C-10	A	A	LE	A	A	1211	159	460	0.02	A	A	A	A	A	E
C-11	A	A	A	UE	A	1183	70	505	1.05	A	E	A	E	A	A
C-12	A	A	A	LE	A	1188	41	511	0.04	A	A	A	A	A	E
C-13	A	A	A	A	A	1301	176	498	0.30	A	A	A	C	A	A
C-14	A	A	A	A	A	1099	128	464	0.35	A	C	A	A	A	A
C-15	A	A	A	A	A	1235	201	530	0.28	A	A	A	C	A	A
C-16	A	A	A	A	A	1171	19	539	0.20	C	A	C	C	A	A
C-17	A	A	A	A	A	1200	145	651	0.26	A	A	C	C	A	A
C-18	A	A	A	A	A	1222	64	399	0.26	A	A	A	C	A	A

- [0128] 取鍋に出鋼後直ちにアルミ脱酸剤を添加し、脱酸処理を実施した。試験番号C-7を除く他の試験番号では、アルミ脱酸剤は、Al含有量が、質量%で、80%以上のものを使用した（表2中の「脱酸剤Al比率」欄で「A」）。一方、試験番号C-7では、Al含有量が80%未満のアルミ脱酸剤を使用した（表2中の「脱酸剤Al比率」欄で「E」）。
- [0129] 試験番号C-9及びC-10以外の他の試験番号では、脱酸処理後の真空脱ガス処理中にも溶鋼にアルミ脱酸剤（Al含有量が、質量%で、80%以上のもの）を添加した。
- [0130] ここで、真空脱ガス処理中に添加するアルミ脱酸剤の添加量が、精錬工程で添加するアルミ脱酸剤全体の50～70%（質量%）である場合、脱酸剤添加率が適切であると判断した（表2中の「脱酸剤追加」欄で「A」）。一方、真空脱ガス中に添加するアルミ脱酸剤の添加量が、精錬工程で添加するアルミ脱酸剤全体の50%未満である場合、真空脱ガス処理中での脱酸剤添加率が条件を満たさないと判断した（表2中の「脱酸剤追加」欄で「LE」）。さらに、真空脱ガス処理中に添加するアルミ脱酸剤の添加量が、精錬工程で添加するアルミ脱酸剤全体の70%を超える場合、脱酸剤添加率が条件を満たさないと判断した（表2中の「脱酸剤追加」欄で「UE」）。なお、いずれの試験番号においても、真空脱ガス処理でアルミ脱酸剤の添加から10分以上経過した後、Siを添加した。
- [0131] 試験番号E-38、E-39、C-5、C-11及びC-12以外の他の試験番号では、出鋼直後の溶鋼へのアルミ脱酸剤添加から casting 開始までの間において、溶鋼温度が1600℃以上の時間が40分になるように、溶鋼温度を調整した（表2中の「1600℃以上保持時間」欄で「A」）。試験番号E-38では、溶鋼温度が1600℃以上での保持時間が30分であり（表2中の「1600℃以上の保持時間」欄で「B」）、試験番号E-39では、溶鋼温度が1600℃以上での保持時間が15分であった（表2中の「1600℃以上保持時間」欄で「C」）。
- [0132] 試験番号C-11では、出鋼直後の溶鋼へのアルミ脱酸剤添加から casting 開

始までの間において、溶鋼温度が1600℃以上の時間が70分になるように、溶鋼温度を調整した（表2中の「1600℃以上保持時間」欄で「UE」）。また、試験番号C-5及びC-12では、出鋼直後の溶鋼へのアルミ脱酸剤添加から鑄造開始までの間において、溶鋼温度が1600℃以上の時間が5分になるように、溶鋼温度を調整した（表2中の「1600℃以上保持時間」欄で「LE」）。

[0133] また、試験番号C-8以外の他の試験番号においては、真空脱ガス時にアルミ脱酸剤を添加してから、10分以上経過後にSiを添加した（表2中の「Si添加」欄で「A」）。一方、試験番号C-8では、真空脱ガス時にアルミ脱酸剤を添加してから、10分未満にSiを添加した（表2中の「Si添加」欄で「E」）。

[0134] 続いて、各試験番号の溶鋼について、連続鑄造機を用いて、連続鑄造法により溶鋼から鑄片（ブルーム）を製造した。ブルームの横断面は300mm×400mmであった。

[0135] 製造されたブルームを熱間圧延してビレットを製造した。初めに、ブルームを1150℃で100分加熱した後、分塊圧延機を用いて分塊圧延を実施して、ビレットを製造した。続いて、ビレットを1150℃で35分加熱し、その後、仕上げ圧延機を用いて仕上げ圧延を実施して直径40mmの棒鋼に製造した。以上の製造工程により、鋼材（棒鋼）を製造した。

[0136] [鍛造熱処理模擬品の製造]

鋼材（棒鋼）を、長手方向と垂直な方向に切断し、直径40mm、長さ100mmの供試材を採取した。各試験番号の供試材を加熱して、5分間保持した。表2に、各試験番号の供試材の、熱間鍛造時の加熱温度を「鍛造加熱温度（℃）」欄に示す。加熱後速やかに、軸方向に90%熱間圧縮を実施して、円盤形状に成型した。続いて、円盤形状に成形された供試材を、50℃～150℃の油中に浸漬して100℃以下まで冷却した。なお、冷却を開始した温度は、全て800℃以上であった。表2に、各試験番号の供試材の、冷却速度を「焼入れ冷却速度（℃/秒）」欄に示す。なお、冷却速度は供試

材の側面から中心部まで機械加工で空けた穴に熱電対を挿入し、供試材の中心部にて測定された温度から決定された。

[0137] 冷却後の各試験番号の供試材を再加熱して、30分間保持する焼戻しを実施した。各試験番号の供試材の焼戻し温度（℃）を「焼戻し温度（℃）」欄に示す。なお、焼戻し温度は、再加熱に用いた炉の温度（℃）とした。焼戻し時間は、供試材が表2に記載の焼戻し温度±5℃に保持された時間（分）とした。以上の製造工程により、鍛造熱処理模擬品を製造した。

[0138] [評価試験]

鋼材及び鍛造熱処理模擬品を用いて、次の評価試験を実施した。

[0139] [粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度測定試験]

各試験番号の鋼材（直径40mmの棒鋼）のR/2部（Rは鋼材の表面と中心軸とを結ぶ半径）からサンプルを採取した。サンプルの表面のうち、鋼材の軸方向を含む断面（縦断面）に相当する表面から、長さ4mm×幅2.5mmを被検面積とする試料を30個採取した。上記の方法で粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度（個/mm²）を求めた。求めた粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度（個/mm²）を表2の「数密度（個/mm²）」欄に示す。

[0140] [ミクロ組織観察]

各試験番号の鍛造熱処理模擬品を用いて、ミクロ組織観察試験を実施した。具体的には、鍛造熱処理模擬品の縦断面のうち、R/2部を含むサンプルを採取し、上記の方法により、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計（％）を求めた。求めた焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計（％）が90～100％の場合を評価「A」とし、85～90％未満の場合を評価「B」とし、80～85％未満の場合を評価「C」とし、80％未満の場合を評価「E」とした。評価結果を表2の「ミクロ組織」欄に示す。評価「A」～「C」の場合、ミクロ組織が焼戻しマルテンサイト及び／又は焼戻しベイナイト主体であったと判断し、評価「E」の場合、ミクロ組織が焼戻しマルテンサイト及び／又は焼戻しベイナイト主体でなかったと判断した。

[0141] [熱間加工性評価]

上記の方法で、鍛造熱処理模擬品を試験番号ごとに50個製造した。製造後の鍛造熱処理模擬品の表面の割れの有無を目視で確認した。割れの発生が50個中0個であった場合を評価「A」とし、1個であった場合を評価「B」、2～3個であった場合を評価「C」とし、4個以上であった場合を評価「E」とした。評価結果を表2の「熱間加工性」欄に示す。評価「A」～「C」の場合、十分な熱間加工性が得られたと判断し、評価「E」の場合、熱間加工性が低いと判断した。

[0142] [降伏強度評価]

各試験番号の鍛造熱処理模擬品の表面から5mmの深さ位置までの領域（表層領域）を除く部分（内部領域）から、JIS 14A号試験片を2本採取した。採取した試験片を用いて、JIS Z 2241（2011）に準拠して、大気中の室温（25℃）で引張試験を実施し、2本平均の降伏強度（MPa）を求めた。

[0143] 降伏強度（MPa）が1500～1401MPaの場合を評価「S」とし、1400～1201MPaの場合を評価「A」とし、1200～1001MPaの場合を評価「B」とし、1000～751MPaの場合を評価「C」とした。降伏強度が750MPa以下の場合を評価「E」とした。評価結果を表2の「降伏強度」欄に示す。評価「S」、「A」～「C」の場合、十分な降伏強度が得られたと判断した。評価「E」の場合、降伏強度が低いと判断した。

[0144] [疲労強度評価]

各試験番号の鍛造熱処理模擬品の表面から5mm深さ位置までの領域（表層領域）を除く部分（内部領域）から、JIS 14A号試験片を採取した。採取した試験片を用いて、JIS Z 2273（1978）に準拠して、大気中の室温（25℃）において、正弦波で位相0（MPa）の両振り疲労試験を実施した。繰り返し数 10^7 回で破断しない最大の応力を疲労強度（MPa）とした。周波数は15Hzとした。

[0145] 疲労強度 (MPa) が 700~651 MPa の場合を評価「S」、650~601 MPa の場合を評価「A」、600~551 MPa の場合を評価「B」、550~501 MPa の場合を評価「C」とした。疲労強度が 500 MPa 以下の場合を評価「E」とした。評価結果を表 2 の「疲労強度」欄に示す。評価「S」、「A」~「C」の場合、十分な疲労強度が得られたと判断した。評価「E」の場合、疲労強度が低いと判断した。

[0146] [被削性評価]

試験番号ごとに 5 つの鍛造熱処理模擬品を準備した。準備した 5 つの鍛造熱処理模擬品に対して任意の位置に厚さ方向にドリル穴あけ加工を行い、ドリル穴あけ加工した際のドリル軸方向の切削抵抗を測定した。ドリル径を 8 mm、主軸の回転速度を 720 回/min とした。

[0147] 切削抵抗が 1000~1099 N の場合を評価「S」、1100~1199 N の場合を評価「A」、1200~1299 N の場合を評価「B」、1300~1399 N の場合を評価「C」とした。切削抵抗が 1400 N 以上の場合を評価「E」とした。評価結果を表 2 の「被削性」欄に示す。評価「S」、「A」~「C」の場合、十分な被削性が得られたと判断した。評価「E」の場合、被削性が低いと判断した。

[0148] [クラッキング性評価]

各試験番号の鍛造熱処理模擬品から、図 2 A に示す、コンロッド 1 の大端部 100 を模擬した試験片 10 を、機械加工により製造した。試験片 10 の一辺の長さは 80 mm であり、厚さは 10 mm であった。試験片 10 の中央には孔 (貫通孔) 11 を形成した。孔 11 の直径は 60 mm であり、その中心は、試験片 10 の中心と同軸であった。図 2 A に示すとおり、孔 11 の周縁のうち、直径の各端点に相当する 2 箇所、V 字形状の切欠き M を加工した。切欠き M の深さは 1 mm、先端曲率半径は 0.1 mm、開き角は 60° であった。

[0149] 治具 12 を孔 11 に嵌め込んだ。治具 12 は半円盤状の一对の部材からなり、2 つ合わせると、直径 D0 が孔 11 の内径に相当する円盤となった。治

具 1 2 の中心には、くさび 1 3 を打ち込むための孔 1 4 が形成された（図 2 B 参照）。

[0150] 治具 1 2 を孔 1 1 に嵌め込んだ後、くさび 1 3 を打ち込んで（図 2 B 参照）、試験片 1 0 を室温（2 5℃）で 2 つの部材 1 0 A、1 0 B に破断分離した（図 2 C 参照）。

[0151] 部材 1 0 A 及び 1 0 B の両側面近傍にボルト穴加工を施し、図 2 D に示すボルトで部材 1 0 A 及び 1 0 B を締結した。破断分離後であってボルトを締結した後の試験片 1 0 の孔 1 1 の直径の最大値 D_{max} 、最小値 D_{min} （図 2 D 参照）を測定し、その差を内径偏径差 ΔD （ $=D_{max}-D_{min}$ 、単位は μm ）と定義した。

[0152] 内径偏径差 ΔD が 0～1 0 μm の場合を評価「A」とし、1 1～2 0 μm の場合を評価「B」とし、2 1～3 0 μm の場合を評価「C」とし、3 1～4 0 μm の場合を評価「D」とした。そして、内径変形量 ΔD が 4 0 μm を超える場合、評価「E」とした。評価結果を表 2 の「 ΔD 」欄に示す。評価「A」～「D」の場合、クラッキング性が十分に得られたと判断した。評価「E」の場合、クラッキング性が低いと判断した。

[0153] [評価結果]

表 1～表 2 を参照して、試験番号 E-1～E-4 5 及び C-1 3～C-1 8 の化学組成は適切であり、式（1）を満たした。さらに、取鍋、アルミ脱酸剤、脱酸剤添加率、Si 添加タイミング、及び溶鋼の 1 6 0 0℃以上での保持時間も適切であった。その結果、鋼中の粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度は 0. 0 5～1. 0 0 個/ mm^2 の範囲内であった。その結果、鋼材は優れた熱間加工性が得られた。その結果さらに、鍛造熱処理品のミクロ組織が焼戻しマルテンサイト及び／又は焼戻しベイナイト主体であったものの、優れた降伏強度、優れた疲労強度、優れた被削性、及び、優れたクラッキング性が得られた。

[0154] 一方、試験番号 C-1 では、Al 含有量が高すぎた。その結果、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 1. 0 0 個/ mm^2 を超えた。その結果、鋼材の熱間加

工性が十分に得られなかった。その結果さらに、鍛造熱処理品の疲労強度が十分に得られなかった。

[0155] 試験番号C-2では、Al含有量が低すぎた。その結果、粗大Al₂O₃系介在物の数密度が0.05個/mm²未満となった。その結果、鍛造熱処理品のクラッキング性が十分に得られなかった。

[0156] 試験番号C-3では、fn1が高すぎた。その結果、鍛造熱処理品の疲労強度が十分に得られなかった。

[0157] 試験番号C-4では、fn1が低すぎた。その結果、鍛造熱処理品のマイクロ組織が焼戻しマルテンサイト及び／又は焼戻しベイナイト主体とならなかった。その結果、鍛造熱処理品の降伏強度が十分に得られなかった。その結果さらに、鍛造熱処理品の疲労強度が十分に得られなかった。

[0158] 試験番号C-5では、化学組成が特許文献5の実施例19に相当した。試験番号C-5では、Mn含有量が高すぎた。さらに、fn1が高すぎた。さらに、出鋼直後の溶鋼へのアルミ脱酸剤添加から鑄造開始までの間において、溶鋼の1600℃以上での保持時間が短すぎた。その結果、粗大Al₂O₃系介在物の数密度が0.05個/mm²未満となった。その結果、鋼材の熱間加工性が十分に得られなかった。その結果さらに、鍛造熱処理品の疲労強度が十分に得られなかった。その結果さらに、鍛造熱処理品のクラッキング性が十分に得られなかった。

[0159] 試験番号C-6では、取鍋が条件を満たさなかった。その結果、粗大Al₂O₃系介在物の数密度が0.05個/mm²未満となった。その結果、鍛造熱処理品のクラッキング性が十分に得られなかった。

[0160] 試験番号C-7では、アルミ脱酸剤が条件を満たさなかった。その結果、粗大Al₂O₃系介在物の数密度が0.05個/mm²未満となった。その結果、鍛造熱処理品のクラッキング性が十分に得られなかった。

[0161] 試験番号C-8では、Si添加タイミングが条件を満たさなかった。その結果、粗大Al₂O₃系介在物の数密度が0.05個/mm²未満となった。その結果、鍛造熱処理品のクラッキング性が十分に得られなかった。

- [0162] 試験番号C-9では、真空脱ガス処理時に追加した脱酸剤の添加率が高すぎた。その結果、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 1.00 個/ mm^2 を超えた。その結果、鋼材の熱間加工性が十分に得られなかった。その結果さらに、鍛造熱処理品の疲労強度が十分に得られなかった。
- [0163] 試験番号C-10では、真空脱ガス処理時に追加した脱酸剤の添加率が低すぎた。その結果、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 0.05 個/ mm^2 未満となった。その結果、鍛造熱処理品のクラッキング性が十分に得られなかった。
- [0164] 試験番号C-11では、出鋼直後の溶鋼へのアルミ脱酸剤添加から鑄造開始までの間において、溶鋼の $1600^{\circ}C$ 以上での保持時間が長すぎた。その結果、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 1.00 個/ mm^2 を超えた。その結果、鋼材の熱間加工性が十分に得られなかった。その結果さらに、鍛造熱処理品の疲労強度が十分に得られなかった。
- [0165] 試験番号C-12では、出鋼直後の溶鋼へのアルミ脱酸剤添加から鑄造開始までの間において、溶鋼の $1600^{\circ}C$ 以上での保持時間が短すぎた。その結果、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 0.05 個/ mm^2 未満となった。その結果、鍛造熱処理品のクラッキング性が十分に得られなかった。

実施例 2

- [0166] 実施例2では、Cr含有量が $0.51 \sim 2.50\%$ の鋼材について調査した。具体的に、表3に示す化学組成を有する溶鋼を製造した。なお、表3中の「-」は、対応する元素の含有量が不純物レベルであることを意味する。
- [0167]

[表3]

TABLE 3

試験 番号	化学組成（単位は質量%、残部はFe及び不純物）									fn1
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	その他	
E-46	0.60	0.23	0.47	0.0404	0.0498	0.022	0.0014	0.91	-	53
E-47	0.10	0.28	0.93	0.0401	0.0202	0.039	0.0058	1.98	-	65
E-48	0.16	1.00	0.94	0.0400	0.0499	0.048	0.0033	1.06	-	70
E-49	0.30	0.05	0.75	0.0203	0.0796	0.008	0.0069	1.28	-	58
E-50	0.23	0.69	1.50	0.0300	0.0697	0.008	0.0084	2.05	-	176
E-51	0.38	0.78	0.30	0.0101	0.1498	0.024	0.0026	1.20	-	47
E-52	0.34	0.71	0.99	0.0997	0.1304	0.022	0.0010	0.93	-	83
E-53	0.35	0.58	0.90	0.0496	0.3000	0.031	0.0059	0.58	-	49
E-54	0.50	0.33	0.48	0.0401	0.0696	0.010	0.0009	2.50	-	108
E-55	0.41	0.36	0.84	0.0201	0.0501	0.019	0.0022	0.51	-	51
E-56	0.26	0.54	0.79	0.0002	0.0696	0.100	0.0067	0.77	-	52
E-57	0.27	0.68	0.81	0.0201	0.0298	0.080	0.0080	1.26	-	82
E-58	0.43	0.13	0.86	0.0404	0.0595	0.004	0.0014	1.71	-	102
E-59	0.35	0.78	0.85	0.0301	0.1104	0.003	0.0069	1.35	-	100
E-60	0.38	0.12	0.50	0.0203	0.0399	0.016	0.0196	0.89	-	41
E-61	0.50	0.94	1.30	0.0402	0.0100	0.049	0.0046	2.40	-	300
E-62	0.45	0.74	0.89	0.0500	0.1000	0.025	0.0061	2.19	Cu:0.10, Ni:0.05, B:0.0010	300
E-63	0.55	0.77	1.20	0.0102	0.0297	0.026	0.0069	2.36	Ni:0.20	295
E-64	0.39	0.44	0.67	0.0201	0.1002	0.013	0.0004	0.52	-	42
E-65	0.16	0.30	0.50	0.0400	0.1499	0.018	0.0081	1.55	-	40
E-66	0.45	0.17	0.87	0.0002	0.0897	0.032	0.0032	2.14	-	126
E-67	0.42	0.39	0.45	0.0003	0.1003	0.033	0.0038	1.93	-	78
E-68	0.25	0.89	0.66	0.0101	0.1403	0.022	0.0014	0.89	-	54
E-69	0.29	0.33	0.74	0.0100	0.1495	0.019	0.0091	1.77	-	80
E-70	0.46	0.86	0.70	0.0502	0.1201	0.032	0.0016	0.92	-	78
E-71	0.47	0.75	0.47	0.0400	0.0698	0.021	0.0087	1.71	-	92
E-72	0.44	0.64	0.38	0.0198	0.0199	0.018	0.0061	0.70	Cu:0.59	49
E-73	0.15	0.72	0.89	0.0101	0.1104	0.037	0.0050	1.64	Ni:0.57	100
E-74	0.27	0.66	0.43	0.0098	0.0304	0.042	0.0011	2.05	Mo:0.69	233
E-75	0.36	0.20	0.90	0.0104	0.1500	0.023	0.0094	1.68	V:0.047	93
E-76	0.37	0.60	0.54	0.0099	0.1401	0.014	0.0060	1.25	Ti:0.230	64
E-77	0.19	0.88	0.62	0.0497	0.1003	0.009	0.0034	0.75	B:0.0048	85
E-78	0.31	0.72	0.54	0.0102	0.0896	0.030	0.0033	0.85	Nb:0.099	49
E-79	0.23	0.81	0.72	0.0296	0.0402	0.037	0.0094	2.10	Te:0.2997	107
E-80	0.52	0.65	0.64	0.0397	0.1003	0.039	0.0011	1.71	Ca:0.0098	113
E-81	0.29	0.13	0.60	0.0103	0.1003	0.034	0.0030	1.24	Bi:0.3998	49
E-82	0.38	0.71	0.70	0.0102	0.1000	0.013	0.0091	0.89	-	66
E-83	0.32	0.28	0.58	0.0396	0.1199	0.041	0.0004	0.89	-	43
E-84	0.49	0.20	0.73	0.0404	0.0597	0.012	0.0102	0.65	-	52
E-85	0.34	0.40	0.49	0.0499	0.1201	0.049	0.0084	2.08	-	78
E-86	0.27	0.10	0.99	0.0295	0.0398	0.016	0.0051	1.99	-	101
E-87	0.36	0.12	0.70	0.0001	0.1301	0.012	0.0003	1.99	-	85
E-88	0.31	0.68	0.95	0.0301	0.0103	0.027	0.0021	0.60	-	63
E-89	0.36	0.32	0.42	0.0298	0.0497	0.013	0.0092	1.42	-	54
C-19	0.16	0.81	0.36	0.0297	0.0301	0.101	0.0041	2.05	-	55
C-20	0.30	0.64	0.57	0.0003	0.1104	0.002	0.0060	1.26	-	62
C-21	0.58	0.96	1.19	0.0104	0.0298	0.036	0.0092	2.42	-	301
C-22	0.15	0.10	0.35	0.0002	0.1202	0.029	0.0089	2.28	-	39
C-23	0.42	0.04	0.95	0.0112	0.0202	0.025	0.0106	1.08	Cu:0.06, Ni:0.03	78
C-24	0.50	0.34	0.39	0.0197	0.0498	0.041	0.0011	0.93	-	46
C-25	0.30	0.12	0.73	0.0103	0.1204	0.020	0.0087	1.03	-	50
C-26	0.40	0.49	0.59	0.0100	0.1395	0.041	0.0100	1.29	-	69
C-27	0.38	0.40	0.36	0.0399	0.0900	0.006	0.0086	0.98	-	40
C-28	0.49	0.52	0.70	0.0101	0.1396	0.050	0.0050	0.59	-	53
C-29	0.31	0.61	0.76	0.0295	0.1500	0.019	0.0027	1.40	-	81
C-30	0.19	0.90	0.53	0.0304	0.1298	0.034	0.0010	1.88	-	70
C-31	0.31	0.41	0.90	0.0100	0.0003	0.019	0.0008	2.03	-	123
C-32	0.29	0.51	0.44	0.0398	0.0301	0.038	0.0077	1.93	-	70
C-33	0.41	0.71	0.82	0.0301	0.0299	0.043	0.0010	0.65	-	67
C-34	0.29	0.26	0.94	0.0403	0.0604	0.020	0.0009	0.56	-	46
C-35	0.30	0.81	0.61	0.0399	0.1101	0.030	0.0040	1.73	-	89
C-36	0.48	0.61	0.52	0.0501	0.0896	0.014	0.0066	1.51	-	84

[0168] 表3を参照して、試験番号E-46～E-89及びC-24～C-36の化学組成は適切であり、式(2)を満たした。一方、試験番号C-19～C-23は化学組成が不適切であるか、又は、式(2)を満たさなかった。なお、試験番号C-23の化学組成は、特許文献6に記載の鋼の化学組成の範囲内であった。

[0169] 各試験番号の溶鋼を、実施例1と同様に、70ton転炉で一次精錬を実施し、取鍋に出鋼した。実施例1と同様に、取鍋に出鋼後直ちにアルミ脱酸剤を添加し、脱酸処理を実施した。実施例1と同様に、脱酸処理を実施するまでの製造条件を、表4中の「専用鍋」欄、「脱酸剤A1比率」欄、「脱酸剤追加」欄、「1600℃以上の保持時間」欄、及び、「Si添加」欄に示す。なお、表4中の「専用鍋」欄、「脱酸剤追加」欄、「1600℃以上の保持時間」欄、及び、「Si添加」欄の評価基準は、実施例1と同様であった。

[0170]

[表4]

TABLE 4

試験 番号	熱間圧延鋼材製造条件					鍛造熱処理品製造条件			数密度 (個/mm ²)	ミクロ 組織	熱 間 加 工 性	降伏 強度	疲労 強度	被削 性	ΔD
	専 用 鍋	脱酸剤 Al比率	脱酸剤 追加	1600℃ 以上 保持 時間	Si 添加	鍛造 加熱 温度 (℃)	焼入れ 冷却 速度 (℃/秒)	焼戻し 温度 (℃)							
E-46	A	A	A	A	A	1224	30	564	0.27	A	A	A	A	C	A
E-47	A	A	A	A	A	1233	21	463	0.11	A	A	C	C	A	A
E-48	A	A	A	A	A	1167	82	549	0.42	A	C	A	A	A	A
E-49	A	A	A	A	A	1207	41	496	0.34	A	A	C	C	A	A
E-50	A	A	A	A	A	1161	125	510	0.44	A	C	A	A	A	A
E-51	A	A	A	A	A	1183	19	498	0.49	A	A	C	C	A	A
E-52	A	A	A	A	A	1183	90	605	0.24	A	C	A	A	A	A
E-53	A	A	A	A	A	1238	41	487	0.41	A	C	A	A	A	A
E-54	A	A	A	A	A	1200	89	586	0.17	A	A	A	A	C	A
E-55	A	A	A	A	A	1200	126	438	0.40	A	A	C	C	A	A
E-56	A	A	A	A	A	1190	129	524	0.33	A	C	A	C	A	A
E-57	A	A	A	A	A	1207	79	518	0.38	A	B	A	B	A	A
E-58	A	A	A	A	A	1181	32	504	0.07	A	A	A	A	A	B
E-59	A	A	A	A	A	1202	89	438	0.05	A	A	A	A	A	C
E-60	A	A	A	A	A	1195	77	476	0.05	A	A	A	A	A	C
E-61	A	A	A	A	A	1205	122	435	0.28	A	A	S	C	A	A
E-62	A	A	A	A	A	1182	18	524	0.34	A	A	S	C	A	A
E-63	A	A	A	A	A	1221	98	578	0.17	A	A	S	B	A	A
E-64	A	A	A	A	A	1187	111	602	0.22	B	A	B	B	A	A
E-65	A	A	A	A	A	1238	34	614	0.23	C	A	C	C	A	A
E-66	A	A	A	A	A	1234	32	453	1.00	A	C	A	C	A	A
E-67	A	A	A	A	A	1174	46	533	0.80	A	B	A	B	A	A
E-68	A	A	A	A	A	1174	54	548	0.60	A	A	A	A	A	A
E-69	A	A	A	A	A	1221	39	528	0.10	A	A	A	A	A	A
E-70	A	A	A	A	A	1180	111	561	0.07	A	A	A	A	A	B
E-71	A	A	A	A	A	1217	93	430	0.05	A	A	A	A	A	C
E-72	A	A	A	A	A	1191	87	517	0.19	A	A	S	S	C	A
E-73	A	A	A	A	A	1157	89	528	0.40	A	A	S	S	A	C
E-74	A	A	A	A	A	1238	96	601	0.61	A	A	S	S	C	A
E-75	A	A	A	A	A	1208	83	555	0.51	A	A	S	S	C	A
E-76	A	A	A	A	A	1189	56	563	0.42	A	C	S	S	A	A
E-77	A	A	A	A	A	1222	61	583	0.21	A	C	S	S	A	A
E-78	A	A	A	A	A	1198	25	539	0.18	A	A	S	S	C	A
E-79	A	A	A	A	A	1204	25	502	0.61	A	C	A	A	S	A
E-80	A	A	A	A	A	1169	31	533	0.35	A	C	A	A	S	A
E-81	A	A	A	A	A	1197	62	559	0.30	A	C	A	A	S	A
E-82	A	A	A	C	A	1200	79	433	0.07	A	A	A	A	A	C
E-83	A	A	A	B	A	1188	46	453	0.05	A	A	A	A	A	B
E-84	A	A	A	A	A	1300	45	558	0.40	A	A	A	B	A	A
E-85	A	A	A	A	A	1100	46	581	0.40	A	B	A	A	A	A
E-86	A	A	A	A	A	1230	150	434	0.35	A	A	A	B	A	A
E-87	A	A	A	A	A	1237	10	518	0.25	B	A	B	B	A	A
E-88	A	A	A	A	A	1228	116	650	0.45	A	A	B	B	A	A
E-89	A	A	A	A	A	1184	73	400	0.47	A	A	A	B	A	A
C-19	A	A	A	A	A	1166	34	511	1.09	A	E	A	E	A	A
C-20	A	A	A	A	A	1195	65	484	0.04	A	A	A	A	A	E
C-21	A	A	A	A	A	1211	113	482	0.35	A	A	S	E	A	A
C-22	A	A	A	A	A	1188	126	541	0.59	E	A	E	E	A	A
C-23	E	A	A	A	A	900	120	400	0.02	A	E	E	E	E	E
C-24	E	A	A	A	A	1211	99	550	0.02	A	A	A	A	A	E
C-25	A	E	A	A	A	1217	17	441	0.04	A	A	A	A	A	E
C-26	A	A	A	A	E	1197	82	607	0.03	A	A	A	A	A	E
C-27	A	A	UE	A	A	1200	105	470	1.05	A	E	A	E	A	A
C-28	A	A	LE	A	A	1175	49	438	0.03	A	A	A	A	A	E
C-29	A	A	A	UE	A	1228	80	529	1.12	A	E	A	E	A	A
C-30	A	A	A	LE	A	1164	100	463	0.03	A	A	A	A	A	E
C-31	A	A	A	A	A	1301	119	536	0.46	A	A	A	C	A	A
C-32	A	A	A	A	A	1099	115	482	0.28	A	C	A	A	A	A
C-33	A	A	A	A	A	1218	151	477	0.59	A	A	A	C	A	A
C-34	A	A	A	A	A	1162	9	526	0.27	C	A	C	C	A	A
C-35	A	A	A	A	A	1214	82	651	0.30	A	A	C	C	A	A
C-36	A	A	A	A	A	1196	81	399	0.30	A	A	A	C	A	A

[0171] 続いて、実施例 1 と同様に、各試験番号の溶鋼から鋳片（ブルーム）を製造し、製造されたブルームを熱間圧延してビレットを製造し、その後、仕上げ圧延機を用いて仕上げ圧延を実施して直径 40 mm の棒鋼を製造した。以上の製造工程により、鋼材（棒鋼）を製造した。

[0172] [鍛造熱処理模擬品の製造]

実施例 1 と同様に、鋼材（棒鋼）から、直径 40 mm、長さ 100 mm の供試材を採取した。実施例 1 と同様に、各試験番号の供試材を 5 分間保持する、熱間鍛造時の加熱温度を「鍛造加熱温度（℃）」欄に示す。実施例 1 と同様に、加熱後速やかに、軸方向に 90% 熱間圧縮を実施して、円盤形状に成型し、50℃～150℃の油中に浸漬して 100℃以下まで冷却した。なお、冷却を開始した温度は、全て 800℃以上であった。表 4 に、各試験番号の供試材の、冷却速度を「焼入れ冷却速度（℃/秒）」欄に示す。なお、冷却速度は供試材の中心部にて測定された温度から決定された。

[0173] 実施例 1 と同様に、冷却後の各試験番号の供試材を再加熱して、30 分間保持する焼戻しを実施した。各試験番号の供試材の焼戻し温度（℃）を「焼戻し温度（℃）」欄に示す。なお、焼戻し温度及び焼戻し時間は、実施例 1 と同様に定義した。以上の製造工程により、鍛造熱処理模擬品を製造した。

[0174] [評価試験]

鋼材及び鍛造熱処理模擬品を用いて、次の評価試験を実施した。

[0175] [粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度測定試験]

実施例 1 と同様に、各試験番号の鋼材（直径 40 mm の棒鋼）の R/2 部からサンプルを採取した。サンプルの表面のうち、鋼材の軸方向を含む断面（縦断面）に相当する表面から、長さ 4 mm × 幅 2.5 mm を被検面積とする試料を 30 個採取した。上記の方法で粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度（個/ mm^2 ）を求めた。求めた粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度（個/ mm^2 ）を表 4 の「数密度（個/ mm^2 ）」欄に示す。

[0176] [ミクロ組織観察]

実施例 1 と同様に、各試験番号の鍛造熱処理模擬品を用いて、ミクロ組織

観察試験を実施した。具体的には、鍛造熱処理模擬品の縦断面のうち、R／2部を含むサンプルを採取し、上記の方法により、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計（％）を求めた。求めた焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計（％）が90～100％の場合を評価「A」とし、85～90％未満の場合を評価「B」とし、80～85％未満の場合を評価「C」とし、80％未満の場合を評価「E」とした。評価結果を表4の「ミクロ組織」欄に示す。評価「A」～「C」の場合、ミクロ組織が焼戻しマルテンサイト及び／又は焼戻しベイナイト主体であったと判断し、評価「E」の場合、ミクロ組織が焼戻しマルテンサイト及び／又は焼戻しベイナイト主体でなかったと判断した。

[0177] [熱間加工性評価]

実施例1と同様に、上記の方法で、鍛造熱処理模擬品を試験番号ごとに50個製造した。製造後の鍛造熱処理模擬品の表面の割れの有無を目視で確認した。割れの発生が50個中0個であった場合を評価「A」とし、1個であった場合を評価「B」、2～3個であった場合を評価「C」とし、4個以上であった場合を評価「E」とした。評価結果を表4の「熱間加工性」欄に示す。評価「A」～「C」の場合、十分な熱間加工性が得られたと判断し、評価「E」の場合、熱間加工性が低いと判断した。

[0178] [降伏強度評価]

実施例1と同様に、各試験番号の鍛造熱処理模擬品の内部領域から、JIS 14A号試験片を2本採取した。採取した試験片を用いて、JIS Z 2241（2011）に準拠して、大気中の室温（25℃）で引張試験を実施し、2本平均の降伏強度（MPa）を求めた。

[0179] 降伏強度（MPa）が1600～1501MPaの場合を評価「S」とし、1500～1301MPaの場合を評価「A」とし、1300～1101MPaの場合を評価「B」とし、1100～851MPaの場合を評価「C」とした。降伏強度が850MPa以下の場合を評価「E」とした。評価結果を表4の「降伏強度」欄に示す。評価「S」、「A」～「C」の場合、十

分な降伏強度が得られたと判断した。評価「E」の場合、降伏強度が低いと判断した。

[0180] [疲労強度評価]

実施例1と同様に、各試験番号の鍛造熱処理模擬品の内部領域から、JIS 14A号試験片を採取した。採取した試験片を用いて、JIS Z 2273 (1978) に準拠して、大気中の室温 (25℃) において、正弦波で位相0 (MPa) の両振り疲労試験を実施した。繰り返し数10⁷回で破断しない最大の応力を疲労強度 (MPa) とした。周波数は15 Hzとした。

[0181] 疲労強度 (MPa) が750~701 MPaの場合を評価「S」、700~651 MPaの場合を評価「A」、650~601 MPaの場合を評価「B」、600~551 MPaの場合を評価「C」とした。疲労強度が550 MPa以下の場合を評価「E」とした。評価結果を表4の「疲労強度」欄に示す。評価「S」、「A」~「C」の場合、十分な疲労強度が得られたと判断した。評価「E」の場合、疲労強度が低いと判断した。

[0182] [被削性評価]

実施例1と同様に、試験番号ごとに5つの鍛造熱処理模擬品に対して任意の位置に厚さ方向にドリル穴あけ加工を行い、ドリル穴あけ加工した際のドリル軸方向の切削抵抗を測定した。ドリル径を8 mm、主軸の回転速度を720回/minとした。

[0183] 切削抵抗が1000~1099 Nの場合を評価「S」、1100~1199 Nの場合を評価「A」、1200~1299 Nの場合を評価「B」、1300~1399 Nの場合を評価「C」とした。切削抵抗が1400 N以上の場合を評価「E」とした。評価結果を表4の「被削性」欄に示す。評価「S」、「A」~「C」の場合、十分な被削性が得られたと判断した。評価「E」の場合、被削性が低いと判断した。

[0184] [クラッキング性評価]

実施例1と同様に、各試験番号の鍛造熱処理模擬品から、図2Aに示す、コンロッド1の大端部100を模擬した試験片10を、機械加工により製造

した。実施例1と同様に、試験片10の中央に形成された孔11の直径は60mmであり、その中心は、試験片10の中心と同軸であった。実施例1と同様に、孔11の周縁のうち、直径の各端点に相当する2箇所に、V字形状の切欠きMを加工した。切欠きMの深さは1mm、先端曲率半径は0.1mm、開き角は60°であった。

[0185] 実施例1と同様に、治具12を孔11に嵌め込んだ後、くさび13を打ち込んで（図2B参照）、試験片10を室温（25℃）で2つの部材10A、10Bに破断分離した（図2C参照）。実施例1と同様に、破断分離後であってボルト15を締結した後の試験片10の孔11の直径の最大値 D_{max} 、最小値 D_{min} （図2D参照）を測定し、その差を内径偏径差 ΔD （ $=D_{max}-D_{min}$ 、単位は μm ）と定義した。

[0186] 内径偏径差 ΔD が0～10 μm の場合を評価「A」とし、11～20 μm の場合を評価「B」とし、21～30 μm の場合を評価「C」とし、31～40 μm の場合を評価「D」とした。そして、内径変形量 ΔD が40 μm を超える場合、評価「E」とした。評価結果を表4の「 ΔD 」欄に示す。評価「A」～「D」の場合、クラッキング性が十分に得られたと判断した。評価「E」の場合、クラッキング性が低いと判断した。

[0187] [評価結果]

表3～表4を参照して、試験番号E-46～E-89及びC-31～C-36の化学組成は適切であり、式（2）を満たした。さらに、取鍋、アルミ脱酸剤、脱酸剤添加率、Si添加タイミング、及び溶鋼の1600℃以上の保持時間も適切であった。その結果、鋼中の粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度は0.05～1.00個/ mm^2 の範囲内であった。その結果、鋼材は優れた熱間加工性が得られた。その結果さらに、鍛造熱処理品のミクロ組織が焼戻しマルテンサイト及び／又は焼戻しベイナイト主体であったものの、優れた降伏強度、優れた疲労強度、優れた被削性、及び、優れたクラッキング性が得られた。

[0188] 一方、試験番号C-19では、Al含有量が高すぎた。その結果、粗大A

I_2O_3 系介在物の数密度が 1.00 個/ mm^2 を超えた。その結果、鋼材の熱間加工性が十分に得られなかった。その結果さらに、鍛造熱処理品の疲労強度が十分に得られなかった。

[0189] 試験番号C-20では、Al含有量が低すぎた。その結果、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 0.05 個/ mm^2 未満となった。その結果、鍛造熱処理品のクラッキング性が十分に得られなかった。

[0190] 試験番号C-21では、 f_n1 が高すぎた。その結果、鍛造熱処理品の疲労強度が十分に得られなかった。

[0191] 試験番号C-22では、 f_n1 が低すぎた。その結果、鍛造熱処理品のミクロ組織が焼戻しマルテンサイト及び／又は焼戻しベイナイト主体とならなかった。その結果、鍛造熱処理品の降伏強度が十分に得られなかった。その結果さらに、鍛造熱処理品の疲労強度が十分に得られなかった。

[0192] 試験番号C-23では、化学組成が特許文献6の実施例2に相当した。試験番号C-23では、Si含有量が低すぎた。さらに、取鍋が条件を満たさなかった。その結果、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 0.05 個/ mm^2 未満となった。その結果、熱間鍛造用鋼材の熱間加工性が十分に得られなかった。その結果さらに、鍛造熱処理品の降伏強度が十分に得られなかった。その結果さらに、鍛造熱処理品の疲労強度が十分に得られなかった。その結果さらに、鍛造熱処理品の被削性が十分に得られなかった。その結果さらに、鍛造熱処理品のクラッキング性が十分に得られなかった。なお、試験番号C-23では、熱間鍛造時の加熱温度が好ましい範囲を満たさなかった。

[0193] 試験番号C-24では、取鍋が条件を満たさなかった。その結果、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 0.05 個/ mm^2 未満となった。その結果、鍛造熱処理品のクラッキング性が十分に得られなかった。

[0194] 試験番号C-25では、アルミ脱酸剤が条件を満たさなかった。その結果、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 0.05 個/ mm^2 未満となった。その結果、鍛造熱処理品のクラッキング性が十分に得られなかった。

[0195] 試験番号C-26では、Si添加タイミングが条件を満たさなかった。そ

の結果、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 0.05 個/ mm^2 未満となった。その結果、鍛造熱処理品のクラッキング性が十分に得られなかった。

[0196] 試験番号 C-27 では、真空脱ガス処理時に追加した脱酸剤の添加率が高すぎた。その結果、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 1.00 個/ mm^2 を超えた。その結果、鋼材の熱間加工性が十分に得られなかった。その結果さらに、鍛造熱処理品の疲労強度が十分に得られなかった。

[0197] 試験番号 C-28 では、真空脱ガス処理時に追加した脱酸剤の添加率が低すぎた。その結果、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 0.05 個/ mm^2 未満となった。その結果、鍛造熱処理品のクラッキング性が十分に得られなかった。

[0198] 試験番号 C-29 では、出鋼直後の溶鋼へのアルミ脱酸剤添加から鑄造開始までの間において、溶鋼の 1600°C 以上での保持時間が長すぎた。その結果、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 1.00 個/ mm^2 を超えた。その結果、鋼材の熱間加工性が十分に得られなかった。その結果さらに、鍛造熱処理品の疲労強度が十分に得られなかった。

[0199] 試験番号 C-30 では、出鋼直後の溶鋼へのアルミ脱酸剤添加から鑄造開始までの間において、溶鋼の 1600°C 以上での保持時間が短すぎた。その結果、粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が 0.05 個/ mm^2 未満となった。その結果、鍛造熱処理品のクラッキング性が十分に得られなかった。

[0200] 以上、本発明の実施の形態を説明した。しかしながら、上記した実施の形態は本発明を実施するための例示に過ぎない。したがって、本発明は上記した実施の形態に限定されることなく、その趣旨を逸脱しない範囲内で上記した実施の形態を適宜変更して実施することができる。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.10 ~ 0.60%、

Si : 0.05 ~ 1.00%、

Mn : 0.30 ~ 1.50%、

P : 0.0000%以下、

S : 0.0000%以下、

Al : 0.003 ~ 0.100%、

N : 0.0000%以下、

Cr : 0 ~ 2.50%、

Cu : 0 ~ 0.60%、

Ni : 0 ~ 0.60%、

Mo : 0 ~ 0.70%、

V : 0 ~ 0.049%、

Ti : 0 ~ 0.250%、

B : 0 ~ 0.0050%、

Nb : 0 ~ 0.100%、

Te : 0 ~ 0.0000%、

Ca : 0 ~ 0.0100%、

Bi : 0 ~ 0.0000%、及び、

残部 : Fe 及び不純物からなり、

Cr含有量が0 ~ 0.50%である場合、式(1)を満たし、

Cr含有量が0.51 ~ 2.50%である場合、式(2)を満たす

化学組成を有し、

Al₂O₃を質量%で70.0%超含有し、 $\sqrt{\text{AREA}}$ が3 μm 以上である介在物を粗大Al₂O₃系介在物と定義したとき、

前記鋼材中の前記粗大Al₂O₃系介在物の数密度が0.05 ~ 1.00個/mm²である、

鋼材。

$$9 \leq 7.6 \sqrt{C} \times (1 + 0.6 Si) \times (1 + 4 Mn) \times (1 - 0.6 S) \times (1 + 0.3 Cu) \times (1 + 0.5 Ni) \times (1 + 2 Cr) \times (1 + 3 Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times f B)) \leq 130 \quad (1)$$

$$40 \leq 7.6 \sqrt{C} \times (1 + 0.6 Si) \times (1 + 4 Mn) \times (1 - 0.6 S) \times (1 + 0.3 Cu) \times (1 + 0.5 Ni) \times (1 + 2 Cr) \times (1 + 3 Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times f B)) \leq 300 \quad (2)$$

ここで、式（１）及び式（２）中の元素記号には、対応する元素の含有量（質量％）が代入される。また、対応する元素が含有されていない場合、その元素記号には「０」が代入される。式（１）及び式（２）中の $f B$ は、 B 含有量（質量％）が０％である場合「０」であり、 B 含有量（質量％）が０％を超える場合「１」である。

[請求項２]

請求項１に記載の鋼材であって、

前記化学組成は、

Cr : ０．０１～２．５０％、

Cu : ０．０１～０．６０％、

Ni : ０．０１～０．６０％、

Mo : ０．０１～０．７０％、

V : ０．００５～０．０４９％、

Ti : ０．００５～０．２５０％、

B : ０．０００５～０．００５０％、及び、

Nb : ０．００５～０．１００％、

からなる群から選択される１種又は２種以上を含有する、

鋼材。

[請求項３]

請求項１又は請求項２に記載の鋼材であって、

前記化学組成は、

T e : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 3 0 0 0 % 、
C a : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 0 1 0 0 % 、 及び
B i : 0 . 0 0 0 3 ~ 0 . 4 0 0 0 % 、
からなる群から選択される 1 種又は 2 種以上を含有する、
鋼材。

[請求項4]

鍛造熱処理品であって、
質量%で、
C : 0 . 1 0 ~ 0 . 6 0 % 、
S i : 0 . 0 5 ~ 1 . 0 0 % 、
M n : 0 . 3 0 ~ 1 . 5 0 % 、
P : 0 . 1 0 0 0 % 以下、
S : 0 . 3 0 0 0 % 以下、
A l : 0 . 0 0 3 ~ 0 . 1 0 0 % 、
N : 0 . 0 2 0 0 % 以下、
C r : 0 ~ 2 . 5 0 % 、
C u : 0 ~ 0 . 6 0 % 、
N i : 0 ~ 0 . 6 0 % 、
M o : 0 ~ 0 . 7 0 % 、
V : 0 ~ 0 . 0 4 9 % 、
T i : 0 ~ 0 . 2 5 0 % 、
B : 0 ~ 0 . 0 0 5 0 % 、
N b : 0 ~ 0 . 1 0 0 % 、
T e : 0 ~ 0 . 3 0 0 0 % 、
C a : 0 ~ 0 . 0 1 0 0 % 、
B i : 0 ~ 0 . 4 0 0 0 % 、 及び、
残部 : F e 及び不純物からなり、
C r 含有量が 0 ~ 0 . 5 0 % である場合、式 (1) を満たし、
C r 含有量が 0 . 5 1 ~ 2 . 5 0 % である場合、式 (2) を満たす

化学組成を有し、

Al_2O_3 を質量％で70.0％超含有し、 $\sqrt{AREA}$ が3 μm 以上である介在物を粗大 Al_2O_3 系介在物と定義したとき、

前記鍛造熱処理品中に含まれる、前記粗大 Al_2O_3 系介在物の数密度が0.05～1.00個/ mm^2 であり、

前記鍛造熱処理品のミクロ組織は、焼戻しマルテンサイト及び焼戻しベイナイトの面積率の合計が、80％以上である、

鍛造熱処理品。

$$9 \leq 7.6 \sqrt{C} \times (1 + 0.6 Si) \times (1 + 4 Mn) \times (1 - 0.6 S) \times (1 + 0.3 Cu) \times (1 + 0.5 Ni) \times (1 + 2 Cr) \times (1 + 3 Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times f_B)) \leq 130 \quad (1)$$

$$40 \leq 7.6 \sqrt{C} \times (1 + 0.6 Si) \times (1 + 4 Mn) \times (1 - 0.6 S) \times (1 + 0.3 Cu) \times (1 + 0.5 Ni) \times (1 + 2 Cr) \times (1 + 3 Mo) \times (1 + (1.5 \times (0.9 - C) \times f_B)) \leq 300 \quad (2)$$

ここで、式(1)及び式(2)中の元素記号には、対応する元素の含有量(質量％)が代入される。また、対応する元素が含有されていない場合、その元素記号には「0」が代入される。式(1)及び式(2)中の f_B は、B含有量(質量％)が0％である場合「0」であり、B含有量(質量％)が0％を超える場合「1」である。

[請求項5]

請求項4に記載の鍛造熱処理品であって、

前記化学組成は、

Cr: 0.01～2.50％、

Cu: 0.01～0.60％、

Ni: 0.01～0.60％、

Mo: 0.01～0.70％、

V: 0.005～0.049％、

Ti : 0.005 ~ 0.250%、
B : 0.0005 ~ 0.0050%、及び、
Nb : 0.005 ~ 0.100%、
からなる群から選択される1種又は2種以上を含有する、
鍛造熱処理品。

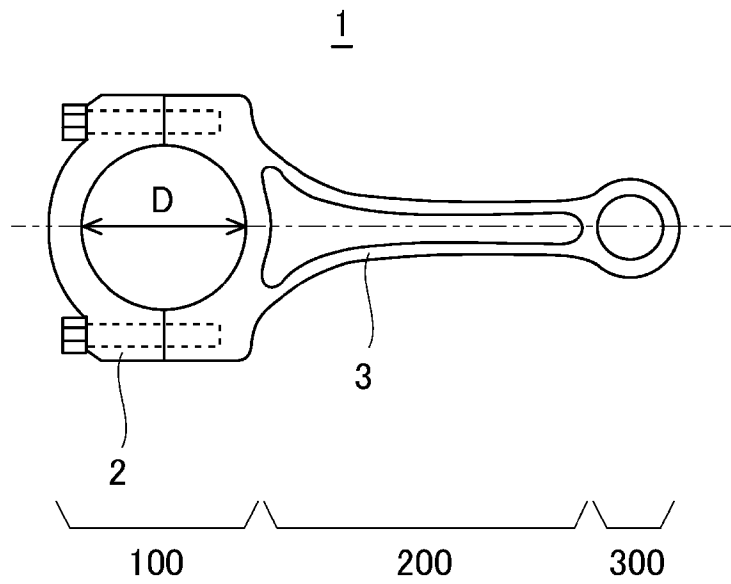
[請求項6] 請求項4又は請求項5に記載の鍛造熱処理品であって、
前記化学組成は、

Te : 0.0003 ~ 0.3000%、
Ca : 0.0003 ~ 0.0100%、及び
Bi : 0.0003 ~ 0.4000%、
からなる群から選択される1種又は2種以上を含有する、
鍛造熱処理品。

[請求項7] 請求項1～3のいずれか1項に記載の鋼材を、1100～1300
℃に加熱して熱間鍛造を実施して中間品を製造する熱間鍛造工程と、
前記熱間鍛造工程後、前記中間品を800℃から100℃の間の平
均冷却速度を10～200℃/秒で冷却する焼入れ工程と、
前記焼入れ工程後、前記中間品を400～650℃で30～90分
保持する焼戻し工程とを備える、
鍛造熱処理品の製造方法。

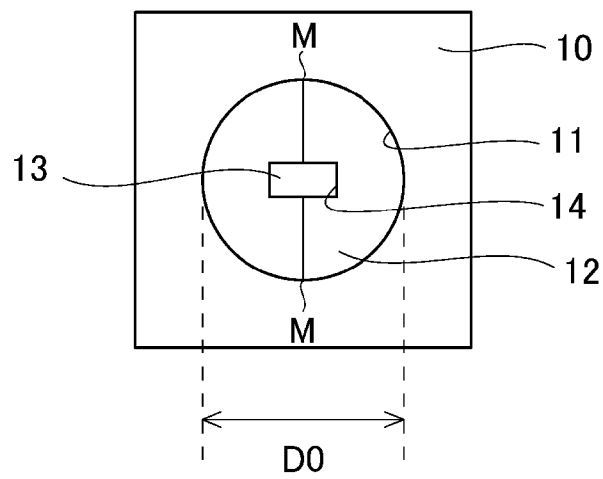
[図1]

FIG. 1



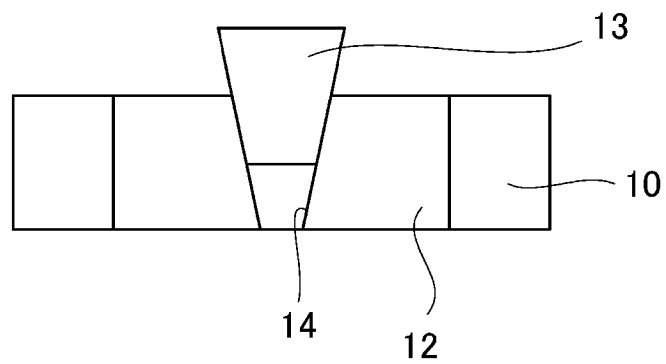
[図2A]

FIG. 2A



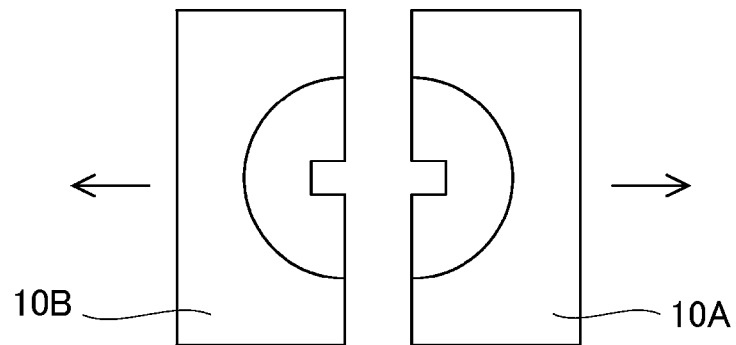
[図2B]

FIG. 2B



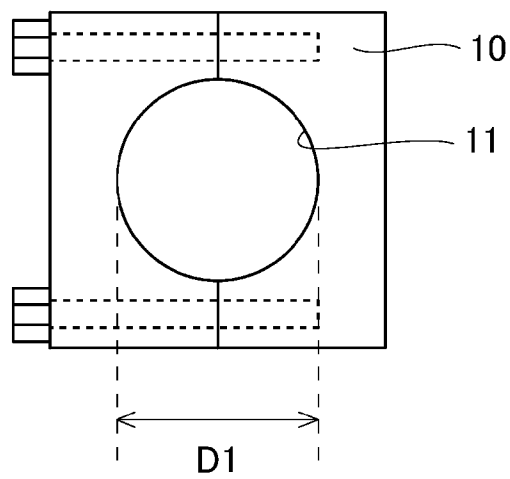
[図2C]

FIG. 2C



[図2D]

FIG. 2D



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2019/032621

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B21J5/00(2006.01)i, C21D8/06(2006.01)i,
C21D9/00(2006.01)i, C22C38/60(2006.01)i, B26F3/02(2006.01)n,
C21C7/06(2006.01)n

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21C7/00-7/10, C21D8/00-8/10, C21D9/00,
R21J5/00, R26F3/02

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Published examined utility model applications of Japan	1922-1996
Published unexamined utility model applications of Japan	1971-2019
Registered utility model specifications of Japan	1996-2019
Published registered utility model applications of Japan	1994-2019

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X A	JP 3-56640 A (NSK LTD.) 12 March 1991, page 3, lower left column, line 13 to lower right column, line 20, table 1 & US 5011304 A, column 5, line 1 to column 6, line 43, table 1	1 2-7
A	JP 2017-106099 A (KOBE STEEL, LTD.) 15 June 2017 & WO 2017/094446 A1 & TW 201726940 A	1-7
A	JP 2013-60631 A (KOBE STEEL, LTD.) 04 April 2013 & CN 102994872 A & KR 10-2013-0029024 A	1-7



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"I" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
18 October 2019 (18.10.2019)

Date of mailing of the international search report
29 October 2019 (29.10.2019)

Name and mailing address of the ISA/
Japan Patent Office
3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku,
Tokyo 100-8915, Japan

Authorized officer

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2019/032621

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 5-11 7804 A (KOBE STEEL, LTD.) 14 May 1993 (Family: none)	1-7
A	JP 2006-200027 A (NIPPON STEEL CORP.) 03 August 2006 (Family: none)	1-7
A	JP 2002-302740 A (NIPPON STEEL CORP.) 18 October 2002 (Family: none)	1-7
A	JP 9-25507 A (NKK CORP.) 28 January 1997 (Family: none)	1-7
P, X	WO 2018/155604 A1 (NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) 30 August 2018, paragraphs [0093]- [0144], test no. 46 (Family: none)	1-7
E, A	WO 2019/177034 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 19 September 2019 (Family: none)	1-7

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, B21J5/00(2006.01)i, C21D8/06(2006.01)i, C21D9/00(2006.01)i,
C22C38/60(2006.01)i, B26F3/02(2006.01)n, C21C7/06(2006.01)n

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21C7/00-7/10, C21D8/00-8/10, C21D9/00, B21J5/00, B26F3/02

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 9 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 9 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 9 年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
X A	JP 3-56640 A (日本精工株式会社) 1991.03.12, 第3頁左下欄第13行-右下欄第20行, 第1表 & US 5011304 A, 第5欄第1行-第6欄第43行, 第1表	1 2-7
A	JP 2017-106099 A (株式会社神戸製鋼所) 2017.06.15, & WO 2017/094446 A1 & TW 201726940 A	1-7
A	JP 2013-60631 A (株式会社神戸製鋼所) 2013.04.04, & CN 102994872 A & KR 10-2013-0029024 A	1-7

☑ C欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー	の日の後に公表された文献
「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの	「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの	「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)	「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献	「&」同一パテントファミリー文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願	

国際調査を完了した日

1 8 . 1 0 . 2 0 1 9

国際調査報告の発送日

2 9 . 1 0 . 2 0 1 9

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/J P)

郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

伊藤 真明

4 K

3 6 4 0

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 5-117804 A (株式会社神戸製鋼所) 1993. 05. 14, (ファミリーなし)	1-7
A	JP 2006-200027 A (新日本製鐵株式会社) 2006. 08. 03, (ファミリーなし)	1-7
A	JP 2002-302740 A (新日本製鐵株式会社) 2002. 10. 18, (ファミリーなし)	1-7
A	JP 9-25507 A (日本鋼管株式会社) 1997. 01. 28, (ファミリーなし)	1-7
P, X	WO 2018/155604 A1 (新日鐵住金株式会社) 2018. 08. 30, [0093]-[0144], 試験番号 46 (ファミリーなし)	1-2
E, A	WO 2019/177034 A1 (日本製鐵株式会社) 2019. 09. 19, (ファミリーなし)	1-7